(19)国家知识产权局

(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 117980519 A
(43)申请公布日 2024.05.03

(21)申请号 202280063910.7
(22)申请日 2022.09.01
(30)优先权数据
2021-159272 2021.09.29 JP
(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2024.03.21
(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2022/032953 2022.09.01
(87)PCT国际申请的公布数据
WO2023/053837 JA 2023.04.06
(71)申请人 杰富意钢铁株式会社
地址 日本
(72)发明人 岩田直道 松本晃英 井手信介
(74)专利代理机构 北京集佳知识产权代理有限公司 11227
专利代理师 王洋
(51)Int.Cl.
C22C 38/00(2006.01)
C21D 8/02(2006.01)
C21D 8/10(2006.01)
C22C 38/14(2006.01)
C22C 38/58(2006.01)
B21C 37/15(2006.01)

权利要求书2页 说明书28页 附图3页

(54)发明名称

方形钢管及其制造方法、热轧钢板及其制造方法、以及建筑结构物

(57)摘要

本发明提供方形钢管及其制造方法、热轧钢板及其制造方法。本发明的方形钢管和热轧钢板具有规定的成分组成，从管外表面和钢板表面到壁厚t的(1/4)t深度位置的钢组织中，以体积率计，铁素体超过30%，贝氏体为10%以上，铁素体和贝氏体的合计为75%～95%，余量由选自珠光体、马氏体、奥氏体中的1种或2种以上构成，在将由相邻晶体的取向差为15°以上的边界包围的区域设为晶粒时，长径为50μm以上且长径与短径之比(=(长径)/(短径))为4.0以上的晶粒的个数为30个/mm^2以下，以当量圆直径计为40.0μm以上的晶粒以体积率计为20%以下。

CN 117980519 A

1.一种方形钢管,是具有平板部和角部的方形钢管,

平板部的成分组成以质量%计含有C:0.04%～0.45%、Si:1.8%以下、Mn:0.5%～2.5%、P:0.10%以下、S:0.05%以下、Al:0.005%～0.100%、N:0.010%以下、Nb:0.005%～0.050%、Ti:0.012%～0.100%,余量由Fe和不可避免的杂质构成,

Nb和Ti的含量满足下述(1)式,

在将所述平板部的壁厚设为t时,从管外表面到壁厚t的(1/4)t深度位置处的平板部的钢组织中:

以体积率计,铁素体超过30%,贝氏体为10%以上,

该铁素体和该贝氏体的合计为75%～95%,

余量由选自珠光体、马氏体、奥氏体中的1种或2种以上构成,

在将由相邻晶体的取向差为15°以上的边界包围的区域设为晶粒时,长径为50μm以上且长径与短径之比为4.0以上的晶粒的个数为30个/mm^2以下,其中,长径与短径之比＝长径/短径,

以当量圆直径计为40.0μm以上的晶粒以体积率计为20%以下,

$1.20\times\%Nb\leq\%Ti$　・・・(1)

这里,%Nb、%Ti为各元素的含量,其中,含量的单位为质量%。

2.根据权利要求1所述的方形钢管,其中,平板部的屈服强度为385MPa以上,并且平板部的拉伸强度为520MPa以上,平板部的屈服比为0.90以下,平板部的－20℃的夏比吸收能为110J以上。

3.根据权利要求1或2所述的方形钢管,其中,平板部除了所述成分组成以外,以质量%计进一步含有选自V:0.01%～0.15%、Cr:0.01%～1.0%、Mo:0.01%～1.0%、Ni:0.01%～0.3%、Ca:0.0005%～0.010%、B:0.0003%～0.010%、Cu:0.01%～0.5%中的1种或2种以上。

4.根据权利要求1～3中任一项所述的方形钢管,其中,所述钢组织中以体积率计贝氏体为10%以上且小于40%。

5.一种方形钢管的制造方法,在将具有权利要求1或3所述的成分组成的钢坯材加热至加热温度1100℃～1300℃后,实施粗轧结束温度850℃～1150℃、精轧结束温度750℃～850℃且930℃以下的累积压下率40%～63%的热轧,接着,在以板厚中心温度计平均冷却速度2℃/s～27℃/s、冷却停止温度450℃～650℃的条件下实施冷却,

接着,在440℃～650℃进行卷绕而制成热轧钢板,

接着,实施制管工序,该制管工序中,通过冷轧成型将所述热轧钢板成型为圆筒状,对对接部进行电阻焊,然后成型为方形形状而制成方形的钢管。

6.一种建筑结构物,使用权利要求1～4中任一项所述的方形钢管作为柱材。

7.一种热轧钢板,成分组成以质量%计含有C:0.04%～0.45%、Si:1.8%以下、Mn:0.5%～2.5%、P:0.10%以下、S:0.05%以下、Al:0.005%～0.100%、N:0.010%以下、Nb:0.005%～0.050%、Ti:0.012%～0.100%,余量由Fe和不可避免的杂质构成,

Nb和Ti的含量满足下述(1)式,

从钢板表面到板厚t的(1/4)t位置处的钢组织中:

以体积率计,铁素体超过30%,贝氏体为10%以上,

该铁素体和该贝氏体的合计为75％～95％，

余量由选自珠光体、马氏体、奥氏体中的1种或2种以上构成，

在将由相邻晶体的取向差为15°以上的边界包围的区域设为晶粒时，长径为50μm以上且长径与短径之比为4.0以上的晶粒的个数为30个/mm^2以下，长径与短径之比＝长径/短径，

以当量圆直径计为40.0μm以上的晶粒以体积率计为20％以下，

$1.20\times\%Nb\leq\%Ti$ ・・・(1)

这里，%Nb、%Ti为各元素的含量，其中，含量的单位为质量％。

8.根据权利要求7所述的热轧钢板，其中，屈服强度为330MPa以上，并且拉伸强度为520MPa以上，屈服比为0.75以下，－20℃的夏比吸收能为180J以上。

9.根据权利要求7或8所述的热轧钢板，其中，除了所述成分组成以外，以质量％计进一步含有选自V:0.01％～0.15％、Cr:0.01％～1.0％、Mo:0.01％～1.0％、Cu:0.01％～0.5％、Ni:0.01％～0.3％、Ca:0.0005％～0.010％、B:0.0003％～0.010％中的1种或2种以上。

10.根据权利要求7～9中任一项所述的热轧钢板，其中，所述钢组织中以体积率计贝氏体为10％以上且小于40％。

11.一种热轧钢板的制造方法，在将具有权利要求7或9所述的成分组成的钢坯材加热至加热温度1100℃～1300℃后，实施粗轧结束温度850℃～1150℃、精轧结束温度750℃～850℃且930℃以下的累积压下率40％～63％的热轧，接着，在以板厚中心温度计平均冷却速度2℃/s～27℃/s、冷却停止温度450℃～650℃的条件下实施冷却，在440℃～650℃进行卷绕。

方形钢管及其制造方法、热轧钢板及其制造方法、以及建筑结构物

技术领域

[0001] 本发明涉及特别适合用于大型建筑物的建筑结构部件的具有高强度和低屈服比且低温韧性优异的方形钢管及其制造方法、作为方形钢管的坯材使用的热轧钢板及其制造方法、以及使用了该方形钢管的建筑结构物。

背景技术

[0002] 近年来,对于例如工厂、仓库、商业施设等大型建筑物(以下称为建筑物)中使用的建筑结构部件而言,为了通过轻量化来削减施工成本,推进高强度化。特别是在作为建筑物的柱材使用的具有平板部和角部的方形钢管(方柱)中,平板部要求高强度。同时,从抗震性的观点出发,建筑结构部件中使用的方形钢管还要求同时具备高塑性变形能力和优异的低温韧性。为了实现这些要求,需要选择合适的方形钢管的坯材。

[0003] 方形钢管通常以热轧钢板(热轧钢带)或厚钢板为坯材并通过将该坯材进行冷成型来制造。作为冷成型的方法,存在冷冲压弯曲成型的方法或冷轧成型的方法。

[0004] 关于对坯材进行辊轧成型而制造的方形钢管(以下也有时称为辊轧成型方形钢管),将热轧钢板进行冷轧成型以制成圆筒状的开管,并对其对接部进行电阻焊(也有时称为电阻焊接)。然后,利用在圆形钢管的上下左右配置的辊对圆筒状的圆形钢管沿管轴方向施加几%的拉深,接下来成型为方形来制造方形钢管。另一方面,关于对坯材进行冲压弯曲成型而制造的方形钢管(以下也有时称为冲压成型方形钢管),有时对厚钢板进行冷冲压弯曲成型以将截面形状形成为“ロ”字型(四边形状)并通过埋弧焊将对接部接合来制造,有时使将截面形状形成为“コ”字型(U字形状)的成对的两个部件对接并通过埋弧焊对其进行接合来制造。

[0005] 与冲压成型方形钢管的制造方法相比,辊轧成型方形钢管的制造方法具有生产率高、能够在短期间内进行制造的优点。但是,就冲压成型方形钢管而言,未对平板部实施冷成型而仅使角部加工硬化,与此相对,就辊轧成型方形钢管而言,特别是在冷成型为圆筒状时,在钢管整周范围内沿管轴方向导入较大的加工应变。因此,辊轧成型方形钢管不仅是在角部,而且在平板部中也存在管轴方向的屈服比高、低温韧性低的问题。

[0006] 进而,对于辊轧成型方形钢管而言,壁厚越大则辊轧成型时的加工硬化越大,因此屈服比更高,韧性更低。因此,特别是在制造厚壁的辊轧成型方形钢管的情况下,需要考虑由辊轧成型引起的屈服比上升、韧性下降这些机械特性变化来选择合适的坯材。

[0007] 针对这样的要求,例如,专利文献1中提出了在平板部的微观组织中使贝氏体组织的面积分率为40%以上的方形钢管。

[0008] 专利文献2中提出了使钢成分和清洁度在规定的范围内的焊接性和冷加工部的塑性变形能力优异的方形钢管。

[0009] 专利文献3中提出了在通过冷成型制管后通过实施全管去应力退火从而具有低屈服比和高韧性的方形钢管。

[0010] 专利文献4中提出了一种方形钢管,其将钢成分设为规定范围,在将由相邻晶体的取向差为15°以上的边界包围的区域设为晶粒时,该晶粒的平均当量圆直径小于7.0μm,且以当量圆直径计为40.0μm以上的该晶粒的合计相对于(1/4)t位置的钢组织整体以体积率计为30%以下。

[0011] 专利文献5中提出了一种方形钢管,其将钢成分设为规定范围,从钢管的外表面到板厚t的(1/4)t位置的钢组织中,贝氏体与珠光体的面积率的合计相对于铁素体的面积率的比例为2.0~20.0,并且贝氏体的面积率相对于珠光体的面积率的比例为5.0~20.0。

[0012] 专利文献6中公开了一种低屈服比耐火用热轧钢板,其以质量%计包含C≤0.02%、Si≤1.0%、Mn:0.05~2.0%、S≤0.02%、Al:0.01~0.1%、Nb:0.08~0.25%、Ti≤0.2%、B≤0.0020%,且以总量计包含0.02%~0.3%的Ni、Cr、Sn、Cu的1种或2种以上,余量为Fe和不可避免的杂质,且Nb量满足Nb≥0.05+7.75C—1.98Ti+6.64N+0.000035/(B+0.0004),其金属组织中的铁素体相以体积率计为70%以上、且铁素体晶体粒径以粒度编号计为10.5号~15号,常温下的屈服比为70%以下,由此,低屈服比耐火用热轧钢板的韧性优异。

[0013] 专利文献7中公开了一种适用于建筑结构部件的方形钢管用厚壁热轧钢板,其具有下述组成和组织,上述组成以质量%计包含C:0.07~0.18%、Mn:0.3~1.5%、P:0.03%以下、S:0.015%以下、Al:0.01~0.06%、N:0.006%以下,余量为Fe和不可避免的杂质,上述组织以铁素体为主相,作为第二相具有珠光体或珠光体和贝氏体,由规定式定义的第二相频率为0.20~0.42,包含主相和第二相的平均晶体粒径为7~15μm,由此改善了韧性。

[0014] 专利文献8中公开了一种高热焊接用高张力钢板,其分别含有C:0.06~0.12%(意为质量%、下同)、Si:0.05~0.5%、Mn:1.0~1.8%、Al:0.01~0.06%、P:0.025%以下(不包括0%)、S:0.01%以下(不包括0%)、Nb:0.005~0.025%、Ti:0.005~0.03%、N:0.002~0.009%和B:0.0005~0.003%,并且,由规定式规定的碳当量Ceq为0.40%以下,余量为铁和不可避免的杂质,上述钢板包含以贝氏体相为主体的组织,当在从表面到深度t/4(t表示板厚、下同)的位置,将由相邻晶体的取向差为15°以上的大角度晶界包围的区域设为晶粒时,通过电子背散射衍射像法测定该晶粒的平均当量圆直径D_A为10μm以下,并且,使用基于规定式的极值统计法对通过上述电子背散射衍射像法测定得到的上述晶粒的粒径进行计算而得的预测最大粒径D_M为80μm以下,从而使得母材低温韧性优异。

[0015] 专利文献9中公开了一种高强度热轧钢板,其为以重量计含有C:0.04~0.25%、N:0.0050~0.0150%和Ti:0.003~0.050%、且以规定式求得的碳当量(Ceq.)为0.10~0.45%的钢,且珠光体相以面积分率计在5~20%的范围,进而,平均粒径为1~30μm的TiN按照以重量计为0.0008~0.015%的比例分散在钢中,从而冷加工后的均匀伸长率优异(即为低屈服比)。

[0016] 专利文献10中公开了一种冷冲压成型方形钢管用厚钢板,其由具有下述组成的钢形成:由钢成分(质量%)计算的碳当量Ceq为0.33%~0.43%,焊接裂纹敏感性组成P_{CM}为0.15%~0.24%,焊接热影响部韧性指标f_{HAZ}为0.30%~0.47%。专利文献10的冷冲压成型方形钢管用厚钢板的钢组织由铁素体和余量贝氏体或珠光体构成。

[0017] 专利文献11中公开了一种方形钢管用钢板的制造方法,该方形钢管用钢板的钢坯材以质量%计含有C:0.05~0.20%、Si:0.10~0.40%、Mn:1.20~1.50%、Al:0.003~

0.06%、Ti:0.005～0.050%,余量为Fe和杂质,且由规定式定义的Ceq满足0.34以上,在该方形钢管用钢板的制造方法中,在将上述钢坯材加热至900～1200℃后开始轧制,在Ar_3点以上结束轧制后,从Ar_3点以下水冷至Ar_3点－400℃以下,然后实施在500℃以下的回火。专利文献11的方形钢管用钢板的钢组织由软质的铁素体和硬质的贝氏体或马氏体构成。

[0018] 专利文献12中提出了一种热轧钢板,其将钢成分设为规定范围,从钢板表面到板厚t的(1/2)t位置的钢组织中,以体积率计,铁素体超过30%,贝氏体为10%以上,该铁素体和该贝氏体的合计相对于(1/2)t位置处的钢组织为70%～95%,余量由选自珠光体、马氏体、奥氏体中的1种或2种以上构成,在将由相邻晶体的取向差为15°以上的边界包围的区域设为晶粒时,该晶粒的平均当量圆直径小于7.0μm,且以当量圆直径计为40.0μm以上的该晶粒的合计相对于(1/2)t位置处的钢组织整体而言以体积率计为30%以下。

[0019] 现有技术文献

[0020] 专利文献

[0021] 专利文献1:日本专利第5385760号公报

[0022] 专利文献2:日本专利第4611250号公报

[0023] 专利文献3:日本专利第4957671号公报

[0024] 专利文献4:日本专利第6693606号公报

[0025] 专利文献5:日本专利第6813141号公报

[0026] 专利文献6:日本专利第4276324号公报

[0027] 专利文献7:日本专利第5589885号公报

[0028] 专利文献8:日本专利第5096087号公报

[0029] 专利文献9:日本特开平7－224351号公报

[0030] 专利文献10:日本特开2016－11439号公报

[0031] 专利文献11:日本专利第5655725号公报

[0032] 专利文献12:日本专利第6693607号公报

发明内容

[0033] 然而,专利文献1和2中记载的技术以基于冲压弯曲成型的方形钢管的制造为前提。因此,在将专利文献1和2中记载的技术应用于在冷成型时机械特性严重劣化的辊轧成型方形钢管的情况下,存在无法同时实现屈服比和韧性的问题。另外,专利文献1和2中记载的技术仅评价了0℃下的夏比吸收能(vE_0),未记载在小于0℃的低温下评价韧性的结果,未提及是否可以在低温环境下使用。

[0034] 在专利文献3记载的技术中,为了得到低屈服比和高韧性,需要在制管后对方形钢管实施热处理。因此,与直接保持冷加工状态的方形钢管相比,制造成本非常高。在专利文献5记载的技术中,需要将在钢坯材的制造中在热轧的粗轧工序结束之前的期间在板厚中心温度为1000℃以上的状态下静止30秒以上的次数控制为1次～5次,在生产率方面存在问题。

[0035] 在专利文献4记载的技术中,为了得到低屈服比和高韧性,需要使制造热轧钢板时的累积压下率为65%以上以及板厚中心的平均冷却速度为10℃/s～30℃/s,需要高的压下率和大的冷却速度,因此存在可以制造的设备受到限制的问题。

[0036] 在专利文献6的技术中,作为极大有助于钢的高强度化的元素的C含量被抑制为0.02重量%以下。因此,存在难以稳定地使辊轧成型后的屈服强度为385MPa以上的问题。

[0037] 在专利文献7的技术中,包含主相和第二相的平均晶体粒径为7～15μm。在该平均晶体粒径的范围的情况下,存在无法在辊轧成型后得到拉伸强度520MPa以上的强度的问题。

[0038] 在专利文献8的技术中,以贝氏体相为主体(70面积%以上)。由于硬质的贝氏体的面积率高,所以存在钢板的屈服比超过0.75的问题。

[0039] 在专利文献9的技术中,为软质的铁素体与硬质的珠光体的复合组织钢。因此,虽然屈服比低,但韧性差,存在无法确保方形钢管所需韧性的问题。

[0040] 在将采用专利文献10的技术得到的冷冲压成型方形钢管用厚钢板用作冷轧成型方形钢管的坯材的情况下,由于在冷轧成型时沿管轴方向导入的加工应变而使韧性下降。因此,存在无法确保方形钢管所需韧性的问题。

[0041] 对于通过专利文献11的上述制造方法制造的钢板而言,为了使屈服比为80%以下,需要在实施热轧及接着该热轧的冷却后进行回火处理。因此,在制造成本方面不利。

[0042] 在专利文献12记载的技术中,为了得到低屈服比和高韧性,需要使制造热轧钢板时的累积压下率为65%以上以及板厚中心的平均冷却速度为10℃/s～30℃/s,需要高的压下率和大的冷却速度,因此存在可以制造的设备受到限制的问题。

[0043] 本发明是鉴于上述情况提出的,其目的在于提供适合于建筑结构部件的具有高强度和低屈服比且低温韧性优异的方形钢管及其制造方法、作为方形钢管的坯材的热轧钢板及其制造方法、以及使用了该方形钢管的建筑结构物。另外,本发明特别适合应用于厚壁的方形钢管和厚壁的方形钢管中使用的厚壁的热轧钢板。

[0044] 应予说明,对于本发明所说的方形钢管,“高强度”是指进行冷轧成型而制造的方形钢管(以下也有时称为冷轧成型方形钢管)的平板部的屈服强度为385MPa以上且平板部的拉伸强度为520MPa以上的强度。另外,对于本发明所说的方形钢管,“低屈服比”是指平板部的屈服比(=屈服强度/拉伸强度)为0.90以下。另外,对于本发明所说的方形钢管,“低温韧性优异”是指上述方形钢管的平板部的－20℃的夏比吸收能为110J以上。进而,对于本发明所说的热轧钢板,“高强度”是指进行冷轧成型而制造的方形钢管(以下也有时称为冷轧成型方形钢管)的坯材即热轧钢板(方形钢管用的热轧钢板)的屈服强度为330MPa以上、拉伸强度为520MPa以上的强度。另外,对于本发明所说的热轧钢板,“低屈服比”是指上述热轧钢板的屈服比(=屈服强度/拉伸强度)为0.75以下。另外,对于本发明所说的热轧钢板,“低温韧性优异”是指上述坯材的－20℃的夏比吸收能为180J以上。另外,本发明所说的“厚壁”是指壁厚和板厚超过5mm且小于26mm。应予说明,在本发明中,上述坯材的热轧钢板包括热轧钢带。另外,本发明所说的壁厚是指方形钢管的厚度,板厚是指热轧钢板的厚度。

[0045] 如上所述,实施辊轧成型的热轧钢板需要考虑由辊轧成型引起的屈服比的上升、韧性下降这样的机械特性的变化而适当地选择。在本发明中,首先,研究了能够使进行冷轧成型制造后的方形钢管的平板部的屈服强度为385MPa以上、平板部的拉伸强度为520MPa以上、且具备高塑性变形能力和优异的韧性的热轧钢板。结果发现,作为冷轧成型方形钢管用的坯材的热轧钢板的机械特性具体可以是屈服强度为330MPa以上、拉伸强度为520MPa以上、屈服比(=屈服强度/拉伸强度)为0.75以下、－20℃的夏比吸收能为180J以上。

[0046] 而且,针对满足上述机械特性的冷轧成型方形钢管用的热轧钢板进一步进行了研究,结果得到以下见解(1)~(3)。

[0047] (1)为了热轧钢板满足本发明中作为目标的屈服强度和拉伸强度,需要使C含量为0.04质量%以上,并且使钢板的主体组织为铁素体与贝氏体的混合组织。

[0048] (2)为了热轧钢板满足本发明中作为目标的屈服比,需要使钢板的余量组织为选自硬质的珠光体、马氏体、奥氏体中的1种或2种以上。

[0049] (3)为了热轧钢板在满足上述(1)和(2)这两者的钢组织中进一步具备本发明中作为目标的韧性,在将由相邻晶体的取向差15°以上的边界包围的区域设为晶粒时,需要使当量圆直径40.0μm以上的晶粒的体积率为20%以下。

[0050] 进而,本发明人等对方形钢管进行了深入研究,结果得到以下见解(4)~(6)。

[0051] (4)为了方形钢管满足本发明中作为目标的平板部的屈服强度和拉伸强度,需要使C的含量为0.04质量%以上。并且,需要使方形钢管的从管外表面到壁厚t的(1/4)t深度位置(表层部)处的主体组织为铁素体与贝氏体的混合组织。

[0052] (5)为了方形钢管在满足上述(4)的钢组织中进一步得到本发明中作为目标的平板部的低温韧性,除了上述(4)以外,在从方形钢管的管外表面到壁厚t的(1/4)t深度位置(表层部)的钢组织中,在将由相邻晶体的取向差为15°以上的边界包围的区域设为晶粒时,需要使长径为50μm以上且长径与短径之比(=(长径)/(短径))为4.0以上的晶粒的个数为30个/mm^2以下,使当量圆直径40.0μm以上的晶粒的体积率为20%以下。

[0053] (6)为了得到上述(4)和(5)的钢组织,需要将成分组成调整为适当的范围,并且将Nb和Ti的含量控制为特定的范围。

[0054] 本发明是基于以上见解完成的,其要旨如下。

[0055] [1]一种方形钢管,是具有平板部和角部的方形钢管,

[0056] 平板部的成分组成以质量%计包含:

[0057] C:0.04%~0.45%、

[0058] Si:1.8%以下、

[0059] Mn:0.5%~2.5%、

[0060] P:0.10%以下、

[0061] S:0.05%以下、

[0062] Al:0.005%~0.100%、

[0063] N:0.010%以下、

[0064] Nb:0.005%~0.050%、

[0065] Ti:0.012%~0.100%,

[0066] 余量由Fe和不可避免的杂质构成,

[0067] Nb和Ti的含量满足下述(1)式,

[0068] 在将上述平板部的壁厚设为t时,从管外表面到壁厚t的(1/4)t深度位置处的平板部的钢组织中:

[0069] 以体积率计,铁素体超过30%,贝氏体为10%以上,

[0070] 该铁素体和该贝氏体的合计为75%~95%,

[0071] 余量由选自珠光体、马氏体、奥氏体中的1种或2种以上构成,

[0072] 在将由相邻晶体的取向差为15°以上的边界包围的区域设为晶粒时,长径为50μm以上且长径与短径之比(=(长径)/(短径))为4.0以上的晶粒的个数为30个/mm^2以下,

[0073] 以当量圆直径计为40.0μm以上的晶粒以体积率计为20%以下。

[0074] 1.20×%Nb≤%Ti・・・(1)

[0075] 这里,%Nb、%Ti为各元素的含量(质量%)。

[0076] [2]根据[1]所述的方形钢管,其中,平板部的屈服强度为385MPa以上,并且平板部的拉伸强度为520MPa以上,平板部的屈服比为0.90以下,平板部的-20℃的夏比吸收能为110J以上。

[0077] [3]根据[1]或[2]所述的方形钢管,其中,平板部除了上述成分组成以外,以质量%计进一步含有选自下述中的1种或2种以上。

[0078] V:0.01%~0.15%,

[0079] Cr:0.01%~1.0%,

[0080] Mo:0.01%~1.0%,

[0081] Ni:0.01%~0.3%,

[0082] Ca:0.0005%~0.010%,

[0083] B:0.0003%~0.010%,

[0084] Cu:0.01%~0.5%。

[0085] [4]根据[1]~[3]中任一项所述的方形钢管,其中,上述钢组织中以体积率计贝氏体为10%以上且小于40%。

[0086] [5]一种方形钢管的制造方法,在将具有[1]或[3]所述的成分组成的钢坯材加热至加热温度:1100℃~1300℃后,实施粗轧结束温度:850℃~1150℃、精轧结束温度:750℃~850℃且930℃以下的累积压下率:40%~63%的热轧,接着,在以板厚中心温度计平均冷却速度:2℃/s~27℃/s、冷却停止温度:450℃~650℃的条件下实施冷却,

[0087] 接着,在440℃~650℃进行卷绕而制成热轧钢板,

[0088] 接着,实施制管工序,其中,通过冷轧成型将上述热轧钢板成型为圆筒状,对对接部进行电阻焊,然后成型为方形形状以制成方形的钢管。

[0089] [6]一种建筑结构物,使用[1]~[4]中任一项所述的方形钢管作为柱材。

[0090] [7]一种热轧钢板,成分组成以质量%计包含:

[0091] C:0.04%~0.45%、

[0092] Si:1.8%以下、

[0093] Mn:0.5%~2.5%、

[0094] P:0.10%以下、

[0095] S:0.05%以下、

[0096] Al:0.005%~0.100%、

[0097] N:0.010%以下、

[0098] Nb:0.005%~0.050%、

[0099] Ti:0.012%~0.100%,

[0100] 余量由Fe和不可避免的杂质构成,

[0101] Nb和Ti的含量满足下述(1)式,

[0102] 从钢板表面到板厚t的(1/4)t位置的钢组织中:

[0103] 以体积率计,铁素体超过30%,贝氏体为10%以上,

[0104] 该铁素体和该贝氏体的合计为75%～95%,

[0105] 余量由选自珠光体、马氏体、奥氏体中的1种或2种以上构成,

[0106] 在将由相邻晶体的取向差为15°以上的边界包围的区域设为晶粒时,长径为50μm以上且长径与短径之比(=(长径)/(短径))为4.0以上的晶粒的个数为30个/mm^2以下,

[0107] 以当量圆直径计为40.0μm以上的晶粒以体积率计为20%以下。

[0108] 1.20×%Nb≤%Ti・・・(1)

[0109] 这里,%Nb、%Ti为各元素的含量(质量%)。

[0110] [8]根据[7]所述的热轧钢板,其中,屈服强度为330MPa以上,并且拉伸强度为520MPa以上,屈服比为0.75以下,－20℃的夏比吸收能为180J以上。

[0111] [9]根据[7]或[8]所述的热轧钢板,其中,除了上述成分组成以外,以质量%计进一步含有选自下述中的1种或2种以上。

[0112] V:0.01%～0.15%,

[0113] Cr:0.01%～1.0%,

[0114] Mo:0.01%～1.0%,

[0115] Cu:0.01%～0.5%,

[0116] Ni:0.01%～0.3%,

[0117] Ca:0.0005%～0.010%,

[0118] B:0.0003%～0.010%。

[0119] [10]根据[7]～[9]中任一项所述的热轧钢板,其中,上述钢组织中以体积率计贝氏体为10%以上且小于40%。

[0120] [11]一种热轧钢板的制造方法,在将具有[7]或[9]所述的成分组成的钢坯材加热至加热温度:1100℃～1300℃后,实施粗轧结束温度:850℃～1150℃、精轧结束温度:750℃～850℃且930℃以下的累积压下率:40%～63%的热轧,接着,在以板厚中心温度计平均冷却速度:2℃/s～27℃/s、冷却停止温度:450℃～650℃的条件下实施冷却,在440℃～650℃进行卷绕。

[0121] 根据本发明,能够提供具备高强度和低屈服比且低温韧性优异的热轧钢板及其制造方法,另外,能够提供具备高强度和低屈服比且低温韧性优异的方形钢管及其制造方法。

附图说明

[0122] 图1是示意性地表示使用本发明的方形钢管的建筑结构物的一个例子的立体图。

[0123] 图2是表示本发明中实施的方形钢管的平板部拉伸试验片的采集位置的概略图。

[0124] 图3是表示本发明中实施的方形钢管的夏比试验片的采集位置的概略图。

[0125] 图4是表示方形钢管的－20℃的夏比吸收能与晶粒的长径与短径之比为4.0以上的晶粒的个数的关系的图。

[0126] 图5是表示热轧钢板的－20℃的夏比吸收能与晶粒的长径与短径之比为4.0以上的晶粒的个数的关系的图。

[0127] 以下,对本发明进行详细说明。

具体实施方式

[0128] 本发明是具有平板部和角部的方形钢管和作为其坯材使用的热轧钢板,方形钢管的平板部和热轧钢板的成分组成以质量%计包含C:0.04%～0.45%、Si:1.8%以下、Mn:0.5%～2.5%、P:0.10%以下、S:0.05%以下、Al:0.005%～0.100%、N:0.010%以下、Nb:0.005%～0.050%、Ti:0.012%～0.100%,余量由Fe和不可避免的杂质构成,Nb和Ti的含量满足(1)式,从管外表面和钢板表面到厚度t(表示壁厚t和板厚t。下同。)的(1/4)t深度位置的钢组织中:以体积率计,铁素体超过30%,贝氏体为10%以上,该铁素体和该贝氏体的合计为75%～95%,余量由选自珠光体、马氏体、奥氏体中的1种或2种以上构成,在将由相邻晶体的取向差为15°以上的边界包围的区域设为晶粒时,长径为50μm以上且长径与短径之比(=(长径)/(短径))为4.0以上的晶粒的个数在钢组织中为30个/mm^2以下,以当量圆直径计为40.0μm以上的晶粒以体积率计为20%以下。

[0129] $1.20\times\%Nb\leq\%Ti$ ・・・(1)

[0130] 这里,%Nb、%Ti为各元素的含量(质量%)。

[0131] 以下,对本发明的方形钢管及其制造方法、以及热轧钢板及其制造方法进行说明。

[0132] 对本发明中限定方形钢管和热轧钢板的成分组成的理由进行说明。在本说明书中,只要没有特别说明,表示钢组成的“%”为“质量%”。应予说明,本发明的方形钢管通过对热轧钢板进行冷轧成型的方法来制造,因此平板部和角部由相同的热轧钢板构成,平板部和角部的成分组成相同。另一方面,由于焊接部在焊接时被加热至高温,所以与大气中的氧反应而发生氧化,成分组成可能与平板部、角部不同。由于焊接部在方形钢管整体的体积中所占的体积少,所以焊接部的成分组成对方形钢管的特性的影响小,焊接部的成分组成可以与平板部的成分组成相同,也可以不同,都可以。

[0133] C:0.04%～0.45%

[0134] C是通过固溶强化而提高钢的强度的元素。另外,C是促进珠光体的生成、提高淬透性而有助于贝氏体生成的元素。为了确保本发明中作为目标的强度和屈服比,需要含有0.04%以上的C。然而,若C含量超过0.45%,则硬质相的比例变高而韧性下降,另外方形钢管的平板部的屈服比超过0.90,无法得到所期望的屈服比。另外,焊接性也恶化。因此,C含量设为0.04%～0.45%。C含量优选为0.08%以上,更优选超过0.12%,进一步优选为0.14%以上。另外,C含量优选为0.30%以下,更优选为0.25%以下,进一步优选为0.22%以下。

[0135] Si:1.8%以下

[0136] Si是通过固溶强化而提高钢的强度的元素,可以根据需要含有。为了得到这样的效果,希望含有0.01%以上的Si。但是,若Si含量超过1.8%,则容易在电阻焊焊接部生成氧化物而使得焊接部特性下降。另外,电阻焊焊接部以外的母材部的韧性也下降。因此,Si含量设为1.8%以下。Si含量优选为0.01%以上,更优选为0.10%以上。另外,Si含量优选为0.5%以下,更优选为0.4%以下,进一步优选为0.3%以下。

[0137] Mn:0.5%～2.5%

[0138] Mn是通过固溶强化而提高钢的强度的元素。另外,Mn是通过降低铁素体相变开始温度而有助于组织的微细化的元素。为了确保本发明中作为目标的强度和组织,需要含有0.5%以上的Mn。然而,若Mn含量超过2.5%,则由于贝氏体组织的生成量过多而使得方形钢

管的平板部的屈服比超过0.90,无法得到所期望的屈服比。另外,若Mn含量超过2.5%,则容易在电阻焊焊接部生成氧化物,焊接部特性下降。因此,Mn含量设为0.5%～2.5%。Mn含量优选为0.7%以上,更优选为0.9%以上,进一步优选为1.0%以上。另外,Mn含量优选为2.0%以下。

[0139] P:0.10%以下

[0140] P由于偏析于晶界而导致材料的非均质,所以优选作为不可避免的杂质而尽可能减少,但能够容许至0.10%以下的含量。因此,P含量设为0.10%以下的范围内。P含量优选为0.03%以下,更优选为0.020%以下,进一步优选为0.015%以下。应予说明,P的下限没有特别规定,但过度减少导致炼制成本飙升,因此P优选为0.002%以上。

[0141] S:0.05%以下

[0142] S在钢中通常以MnS的形式存在,但MnS在热轧工序中被薄薄地拉伸,对延展性造成不良影响。因此,在本发明中,优选尽可能减少S,但能够容许至0.05%以下的含量。因此,S含量设为0.05%以下。S含量优选为0.015%以下,更优选为0.010%以下,进一步优选为0.008%以下。应予说明,S的下限没有特别规定,但过度减少导致炼制成本飙升,因此S优选为0.0002%以上。

[0143] Al:0.005%～0.100%

[0144] Al是作为强力的脱氧剂发挥作用的元素。为了得到这样的效果,需要含有0.005%以上的Al。但是,若Al含量超过0.100%,则焊接性恶化,并且氧化铝系夹杂物变多,表面性状恶化。另外,焊接部的韧性也下降。因此,Al含量设为0.005%～0.100%。Al含量优选为0.010%以上,更优选为0.015%以上。另外,Al含量优选为0.070%以下,更优选为0.050%以下。

[0145] N:0.010%以下

[0146] N是不可避免的杂质,是具有通过牢牢地固定位错运动而降低韧性的作用的元素。在本发明中,N作为杂质而希望尽可能减少,但N的含量能够容许至0.010%。因此,N含量设为0.010%以下。N含量优选为0.0080%以下,更优选为0.0040%以下,进一步优选为0.0035%以下。应予说明,过度减少导致炼制成本飙升,因此N含量优选为0.0010%以上,更优选为0.0015%以上。

[0147] Nb:0.005%～0.050%

[0148] Nb是在钢中形成微细的碳化物、氮化物,并通过析出强化而有助于钢的强度提高的元素。为了得到这样的效果,需要含有0.005%以上。然而,若Nb的含量超过0.050%,则可能形成粗大的碳化物、氮化物,另外,促进如后所述的长径与短径之比大的晶粒的形成,导致韧性降低。因此,Nb含量设为0.005%～0.050%。Nb含量优选为0.006%以上,更优选为0.007%以上,进一步优选为0.008%以上。另外,Nb含量优选为0.045%以下,更优选为0.035%以下。

[0149] Ti:0.012%～0.100%

[0150] Ti是在钢中形成微细的碳化物、氮化物,并通过析出强化而有助于钢的强度提高的元素。另外,添加适当量的Ti可以在不促进粗大晶粒生成的情况下提高强度,是本发明中最重要的元素之一。为了得到这样的效果,需要含有0.012%以上。然而,若Ti的含量超过0.100%,则可能形成粗大的碳化物、氮化物而导致韧性降低。因此,Ti含量设为0.012%～

0.100％。Ti含量优选为0.015％以上,更优选为0.017％以上,进一步优选为0.018％以上。另外,Ti含量优选为0.090％以下,更优选为0.070％以下。

[0151] 1.20×％Nb≤％Ti

[0152] 这里,％Nb、％Ti为各元素的含量(质量％)。

[0153] 在本发明中,需要使Nb和Ti的含量为上述范围,进而满足1.20×％Nb≤％Ti。通过满足本关系式,可以得到如后所述的长径为50μm以上且长径与短径之比(＝(长径)/(短径))为4.0以上的晶粒的个数为30个/mm^2以下的金属组织。另一方面,在1.20×％Nb＞％Ti的情况下,长径为50μm以上且长径与短径之比(＝(长径)/(短径))为4.0以上的晶粒的个数超过30个/mm^2,因此导致低温韧性降低。优选为1.50×％Nb≤％Ti,更优选为2.30×％Nb≤％Ti。

[0154] 余量为Fe和不可避免的杂质。但是,在不损害本发明效果的范围内,可以含有0.005％以下的O。可以将V:小于0.01％、Cr:小于0.01％、Mo:小于0.01％、Cu:小于0.01％、Ni:小于0.01％、Ca:小于0.0005％、B:小于0.0003％包括在不可避免的杂质中。

[0155] 上述成分为本发明中的方形钢管的基本的成分组成。基于上述必要元素能够得到本发明中作为目标的特性,但可以根据需要含有下述元素。

[0156] 选自V:0.01％～0.15％、Cr:0.01％～1.0％、Mo:0.01％～1.0％、Cu:0.01％～0.5％、Ni:0.01％～0.3％、Ca:0.0005％～0.010％、B:0.0003％～0.010％中的1种或2种以上

[0157] V:0.01％～0.15％、Cr:0.01％～1.0％、Mo:0.01％～1.0％

[0158] V、Cr、Mo是提高钢的淬透性、提高钢的强度的元素,可以根据需要含有。为了得到上述效果,在含有V、Cr、Mo的情况下,分别优选为V:0.01％以上、Cr:0.01％以上、Mo:0.01％以上。更优选分别为V:0.02％以上、Cr:0.10％以上、Mo:0.10％以上。另一方面,过量含有可能导致韧性下降和焊接性恶化。因此,在含有V、Cr、Mo的情况下,分别优选为V:0.15％以下、Cr:1.0％以下、Mo:1.0％以下。更优选为V:0.10％以下、Cr:0.50％以下、Mo:0.50％以下。

[0159] Cu:0.01％～0.5％、Ni:0.01％～0.3％

[0160] Cu、Ni是通过固溶强化而提高钢的强度的元素,可以根据需要含有。为了得到上述效果,在含有Cu、Ni的情况下,分别优选为Cu:0.01％以上、Ni:0.01％以上。更优选分别为Cu:0.10％以上、Ni:0.10％以上。另一方面,过量含有可能导致韧性下降和焊接性恶化。因此,在含有Cu、Ni的情况下,分别优选为Cu:0.5％以下、Ni:0.3％以下。更优选分别为Cu:0.40％以下、Ni:0.20％以下。

[0161] Ca:0.0005％～0.010％

[0162] Ca是通过将在热轧工序中被薄薄地拉伸的MnS等硫化物球状化而有助于钢的韧性提高的元素,可以根据需要含有。为了得到这样的效果,在含有Ca的情况下,优选含有0.0005％以上的Ca。更优选Ca含量为0.0010％以上。但是,若Ca含量超过0.010％,则有时在钢中形成Ca氧化物簇,韧性恶化。因此,在含有Ca的情况下,Ca含量优选为0.010％以下。更优选Ca含量为0.0050％以下。

[0163] B:0.0003％～0.010％

[0164] B是通过降低铁素体相变开始温度以有助于组织的微细化的元素。为了得到这样的效果,在含有B的情况下,优选含有0.0003％以上的B。更优选B含量为0.0005％以上。但

是,若B含量超过0.010%,则有时屈服比上升。因此,在含有B的情况下,优选为0.010%以下。更优选B含量为0.0050%以下。

[0165] 接下来,对限定本发明的方形钢管和热轧钢板的钢组织的理由进行说明。

[0166] 本发明的方形钢管和热轧钢板中从钢管的管外表面和钢板的表面到厚度t的(1/4)t深度位置的钢组织中,以体积率计,铁素体超过30%超,贝氏体为10%以上,该铁素体和该贝氏体的合计相对于从管外表面和钢板的表面到厚度t的(1/4)t深度位置的钢组织整体为75%~95%,余量由选自珠光体、马氏体、奥氏体中的1种或2种以上构成。在将由相邻晶体的取向差为15°以上的边界包围的区域设为晶粒时,长径为50μm以上且长径与短径之比(=(长径)/(短径))为4.0以上的晶粒的个数为30个/mm^2以下,且以当量圆直径(晶体粒径)计为40.0μm以上的晶粒相对于从管外表面和钢板的表面到厚度t的(1/4)t深度位置的钢组织整体以体积率计为20%以下。

[0167] 应予说明,在本发明中,所谓当量圆直径(晶体粒径),设为面积与对象晶粒相等的圆的直径。另外,方形钢管的钢组织设为除电阻焊焊接部以外的从方形钢管的平板部的管外表面到壁厚t的(1/4)t深度位置的组织。通常,在以热轧钢板为坯材的辊轧成型方形钢管中,无论是角部还是平板部,从管外表面到壁厚t的(1/4)t深度位置的钢组织均相同。因此,这里,规定了平板部的钢组织。另外,热轧钢板的钢组织设为从钢板的表面到板厚t的(1/4)t深度位置的组织。

[0168] 铁素体的体积率:超过30%、贝氏体的体积率:10%以上、铁素体和贝氏体相对于钢组织的体积率的合计:75%~95%

[0169] 铁素体为软质的组织,通过与其他硬质的组织混合来降低钢的屈服比。为了通过这样的效果得到本发明中作为目标的低屈服比,需要铁素体的体积率超过30%。铁素体的体积率优选为40%以上,更优选为43%以上,进一步优选为45%以上。应予说明,上限没有特别规定,但为了确保所期望的屈服比,铁素体的体积率优选小于75%,更优选小于70%,进一步优选为60%以下。

[0170] 贝氏体为具有中间硬度的组织,提高钢的强度。若仅是上述铁素体,则无法得到本发明中作为目标的屈服强度和拉伸强度,因此需要贝氏体的体积率为10%以上。贝氏体的体积率优选为15%以上,更优选为20%以上,进一步优选为25%以上。应予说明,上限没有特别规定,但为了确保所期望的屈服比,贝氏体的体积率优选为55%以下,更优选为50%以下,进一步优选为45%以下,更进一步优选小于40%。

[0171] 应予说明,若铁素体和贝氏体的体积率的合计小于75%,则无法得到本发明中作为目标的屈服比或夏比吸收能。另一方面,若铁素体和贝氏体的体积率的合计超过95%,则无法得到本发明中作为目标的屈服强度和屈服比。因此,在上述条件的基础上,需要使铁素体和贝氏体的体积率的合计为75%~95%。优选为78%以上,优选为93%以下。更优选为80%以上,更优选为90%以下。

[0172] 余量:选自珠光体、马氏体、奥氏体中的1种或2种以上

[0173] 珠光体、马氏体和奥氏体为硬质的组织,特别是使钢的拉伸强度提高,并且通过与软质的铁素体混合而使钢的屈服比降低。为了得到这样的效果,余量设为珠光体、马氏体和奥氏体的各体积率的合计为5%~25%。优选为7%以上,优选为23%以下。更优选为10%以上,更优选为20%以下。

[0174] 应予说明,铁素体、贝氏体、珠光体、马氏体和奥氏体的体积率可以通过后述实施例中记载的方法测定。

[0175] 在将由相邻晶体的取向差(晶体取向差)为15°以上的边界包围的区域设为晶粒时,长径50μm以上且长径与短径之比(=(长径)/(短径))为4.0以上的晶粒的个数为30个/mm^2以下、以晶体粒径(当量圆直径)计为40.0μm以上的晶粒的体积率:20%以下

[0176] 如上所述,为了使本发明的钢组织得到本发明中作为目标的低屈服比、屈服强度和拉伸强度,采用将软质组织与硬质组织混合而得的钢(以下称为“复合组织钢”)。但是,与单一组织钢相比,复合组织钢的韧性差。因此,在本发明中,为了兼顾上述机械特性和优异的韧性,在将由晶体取向差为15°以上的边界包围的区域设为晶粒时,对长径为50μm以上的晶粒的长径与短径之比(=(长径)/(短径))和粗大的晶粒的体积率进行规定。若长径为50μm以上的晶粒的长径与短径之比(=(长径)/(短径))为4.0以上的晶粒的个数超过30个/mm^2,或者若当量圆直径为40.0μm以上的晶粒相对于从管外表面和热轧钢板表面到厚度t的(1/4)t深度位置的钢组织整体以体积率计超过20%,则无法得到所期望的低温韧性。

[0177] 因此,通过使长径为50μm以上的晶粒的长径与短径之比为4.0以上的晶粒的个数为30个/mm^2以下、使当量圆直径为40.0μm以上的晶粒相对于从管外表面和热轧钢板表面到厚度t的(1/4)t深度位置的钢组织整体以体积率计为20%以下,从而能够确保本发明中作为目标的低温韧性。晶粒的长径与短径之比为4.0以上的晶粒的个数优选为28个/mm^2以下,更优选为26个/mm^2以下。另外,当量圆直径为40.0μm以上的晶粒的体积率优选为18%以下,更优选为16%以下。

[0178] 贝氏体不会超出取向差大的边界(奥氏体晶界、通过位错聚集形成的亚晶界)而生长。因此,要抑制上述粗大的贝氏体的生成,尽可能在低温进行热轧中的精轧、在奥氏体中导入大量位错以增加亚晶界的面积、形成微细的亚晶结构(以下也称为“微细化”)尤其有效。

[0179] 应予说明,晶体取向差、平均晶体粒径和晶体粒径为40.0μm以上的晶粒的体积率可以通过SEM/EBSD法测定。这里,可以通过后述实施例中记载的方法测定。

[0180] 在本发明中,在以从钢管的管外表面和钢板的表面到厚度t的(1/4)t深度位置为中心且壁厚方向上±1.0mm的范围内存在上述钢组织,也同样地能够得到上述效果。因此,本发明中“从钢管的管外表面和钢板的表面到厚度t的(1/4)t深度位置的钢组织”表示在从钢管的管外表面和钢板的表面到厚度t的(1/4)t深度位置为中心且壁厚方向±1.0mm的任意范围内存在上述钢组织。另外,为了得到本发明中作为目标的低屈服比、高强度和高韧性,需要在方形钢管的平板部中满足上述钢组织。另一方面,无论角部的钢组织是否满足上述钢组织,对方形钢管的特性的影响也小,角部的钢组织没有限制。

[0181] 接下来,说明本发明的一个实施方式中的热轧钢板和方形钢管的制造方法。

[0182] 本发明的方形钢管的制造方法例如在将具有上述成分组成的钢坯材加热至加热温度:1100℃~1300℃后,实施粗轧结束温度:850℃~1150℃、精轧结束温度:750℃~850℃且930℃以下的累积压下率:40%~63%的热轧。接着,在以板厚中心温度计平均冷却速度:2℃/s~27℃/s、冷却停止温度:450℃~650℃的条件下实施冷却,接着,在440℃~650℃进行卷绕而制成热轧钢板。接着,实施制管工序,其中,通过冷轧成型将热轧钢板成型为圆筒状,对对接部进行电阻焊,然后成型为方形形状以制成方形的钢管。

[0183] 应予说明,在以下的制造方法的说明中,关于温度的“℃”表示,只要没有特别说明,均为钢坯材、钢板(热轧钢板)的表面温度。这些表面温度可以使用辐射温度计等测定。另外,钢板板厚中心的温度可以通过对钢板截面内的温度分布进行传热分析来计算,并使用钢板的表面温度对其结果进行修正而求出。另外,“热轧钢板”包括热轧钢板、热轧钢带。

[0184] 在本发明中,钢坯材(钢坯)的熔炼方法没有特别限定,转炉、电炉、真空熔解炉等公知的熔炼方法均适合。铸造方法也没有特别限定,可以通过连续铸造法等公知的铸造方法制造为所期望尺寸。应予说明,应用铸锭—开坯轧制法代替连续铸造法也没有任何问题。也可以对钢水进一步实施钢包精炼等二次精炼。

[0185] 接着,在将得到的钢坯材(钢坯)加热至加热温度:1100℃~1300℃后,实施粗轧结束温度:850℃~1150℃的粗轧,实施精轧结束温度:750℃~850℃的精轧,并且实施930℃以下的累积压下率:40%~63%的热轧工序,制成热轧钢板。

[0186] 加热温度:1100℃~1300℃、

[0187] 在加热温度小于1100℃的情况下,被轧制材料的变形阻力变大,轧制变得困难。另一方面,若加热温度超过1300℃,则奥氏体晶粒粗大化,无法在之后的轧制(粗轧、精轧)中得到微细的奥氏体晶粒,难以确保本发明中作为目标的方形钢管的钢组织的平均晶体粒径。另外,难以抑制粗大的贝氏体的生成,难以将晶体粒径为40.0μm以上的晶粒的体积率控制为本发明中作为目标的范围。因此,热轧工序中的加热温度设为1100℃~1300℃。优选为1120℃以上,优选为1280℃以下。

[0188] 应予说明,在本发明中,除了在制造钢坯(板坯)后暂时冷却至室温、然后再次加热的现有方法以外,也可以没有问题地应用下述直送轧制的节能工艺,即在不冷却至室温而以热片状态装入加热炉中或者在稍微保温后立即进行轧制。

[0189] 粗轧结束温度:850℃~1150℃

[0190] 在粗轧结束温度小于850℃的情况下,在之后的精轧中钢板表面温度变为铁素体相变开始温度以下,生成大量的铁素体,贝氏体的体积率小于10%。另一方面,如粗轧结束温度超过1150℃,则奥氏体未再结晶温度范围内的压下量不足,无法得到微细的奥氏体晶粒。其结果,无法得到本发明中作为目标的方形钢管的钢组织,难以得到在将由相邻晶体的取向差为15°以上的边界包围的区域设为晶粒时,该晶粒的长径为50μm以上且长径与短径之比(=(长径)/(短径))为4.0以上的晶粒的个数为30个/mm^2以下、以及以当量圆直径计为40.0μm以上的该晶粒相对于(1/4)t深度位置处的平板部的钢组织整体以体积率计为20%以下的钢组织。另外,难以抑制粗大的贝氏体的生成。因此,粗轧结束温度设为850℃~1150℃。优选为860℃以上,更优选为870℃以上。优选为1000℃以下,更优选为980℃以下。

[0191] 精轧结束温度:750℃~850℃

[0192] 在精轧结束温度小于750℃的情况下,精轧中钢板表面温度变为铁素体相变开始温度以下,生成大量的铁素体,贝氏体的体积率小于10%。另一方面,若精轧结束温度超过850℃,则奥氏体未再结晶温度范围内的压下量不足,无法得到微细的奥氏体晶粒。其结果,晶粒变得粗大,难以确保本发明中作为目标的强度。另外,难以抑制粗大的贝氏体的生成。因此,精轧结束温度设为750℃~850℃。优选为770℃以上,更优选为780℃以上。优选为830℃以下,更优选为820℃以下。

[0193] 930℃以下的累积压下率:40%~63%

[0194] 在本发明中,通过在热轧工序中使奥氏体中的亚晶粒微细化,从而使得在后续的冷却工序、卷绕工序中生成的铁素体、贝氏体和余量组织微细化,能够得到具有本发明中作为目标的强度和韧性的方形钢管的钢组织。为了在热轧工序中使奥氏体中的亚晶粒微细化,需要提高奥氏体未再结晶温度范围内的压下率以导入充分的加工应变。然而,若累积压下率超过63%,则容易生成长径与短径之比大的晶粒,导致韧性的下降。因此,在本发明中,将到930℃以下的精轧结束温度为止的累积压下率设为63%以下。优选为61%以下,更优选为60%以下。若到930℃以下的精轧结束温度为止的累积压下率小于40%,则铁素体、贝氏体的晶体粒径变大,导致韧性的下降。因此,从到930℃以下的精轧结束温度为止的累积压下率设为40%以上。优选为42%以上,更优选为45%以上。

[0195] 应予说明,之所以设为930℃以下是因为超过930℃时在轧制工序中奥氏体再结晶,通过轧制所导入的位错消失,无法得到微细化的奥氏体。

[0196] 上述累积压下率是指到930℃以下的精轧结束温度为止的温度范围内的各轧制道次的压下率的累计。

[0197] 应予说明,在对板坯进行热轧时,也可以采用在上述粗轧和精轧这两者中使到930℃以下的精轧结束温度为止的累积压下率为40%~63%的热轧。或者,采用仅通过精轧使到930℃以下的精轧结束温度为止的累积压下率为40%~63%的热轧。在后者的情况下,在仅通过精轧无法使到930℃以下的精轧结束温度为止的累积压下率为40%~63%的情况下,在粗轧的中途对板坯进行冷却以使温度为930℃以下后,使粗轧和精轧这两者中的到930℃以下的精轧结束温度为止的累积压下率为40%~63%。

[0198] 在本发明中,最终板厚(精轧后的热轧钢板的板厚)的上限没有特别规定,但从确保必要压下率、管理钢板温度的观点考虑,最终板厚优选超过5mm且小于26mm。

[0199] 在热轧工序后,对热轧钢板实施冷却工序。在冷却工序中,在直至冷却停止温度的平均冷却速度:2℃/s~27℃/s、冷却停止温度:450℃~650℃的条件下进行冷却。

[0200] 从冷却开始到冷却停止(冷却结束)为止的平均冷却速度:2℃/s~27℃/s

[0201] 若以热轧钢板的板厚中心温度计从冷却开始到后述的冷却停止为止的温度范围内的平均冷却速度小于2℃/s,则铁素体的成核频率降低,铁素体晶粒粗大化,因此无法得到所期望的强度。另外,难以控制为本发明中作为目标的晶体粒径为40.0μm以上的体积率的范围。另一方面,若平均冷却速度超过27℃/s,则在从得到的方形钢管的钢组织的管外表面到壁厚t的(1/4)t深度位置生成大量的马氏体或贝氏体,铁素体和贝氏体的体积率的合计变为小于75%。平均冷却速度优选为4℃/s以上,更优选为6℃/s以上。优选为25℃/s以下,更优选为20℃/s以下。

[0202] 应予说明,在本发明中,从抑制冷却前的钢板表面中的铁素体生成的观点考虑,优选在精轧结束后立即开始冷却。

[0203] 冷却停止温度:450℃~650℃

[0204] 若以热轧钢板的板厚中心温度计冷却停止温度小于450℃,则有时在从得到的热轧钢板表面到板厚t的(1/4)t深度位置和从方形钢管的钢组织的管外表面到壁厚t的(1/4)t深度位置生成大量的马氏体,铁素体和贝氏体的体积率的合计变为小于75%。另外,有时铁素体的体积率变为30%以下。另一方面,若冷却停止温度超过650℃,则铁素体的成核频率降低,铁素体晶粒粗大化,并且高于贝氏体相变开始温度,因此无法使贝氏体的体积率为

10％以上。冷却停止温度优选为460℃以上,更优选为470℃以上。优选为620℃以下,更优选为600℃以下。

[0205] 应予说明,在本发明中,只要没有特别说明,平均冷却速度是通过((冷却前的热轧钢板的板厚中心温度－冷却后的热轧钢板的板厚中心温度)/冷却时间)求出的值(冷却速度)。冷却方法可举出从喷嘴喷水等水冷、通过喷射冷却气体进行的冷却等,但不限于此。在本发明中,优选以热轧钢板的两面在相同条件下冷却的方式对热轧钢板两面实施冷却操作(处理)。

[0206] 在冷却工序后实施将热轧钢板卷绕、然后进行放冷的卷绕工序。

[0207] 在卷绕工序中,从制作钢板组织的观点考虑,在卷绕温度:440℃～650℃进行卷绕。

[0208] 若卷绕温度小于440℃,则有时生成大量的马氏体,铁素体和贝氏体的体积率的合计变为小于75％。另外,有时铁素体的体积率变为30％以下。若卷绕温度超过650℃,则有时铁素体的成核频率降低,铁素体晶粒粗大化,并且高于贝氏体相变开始温度,因此无法使贝氏体的体积率为10％以上。卷绕温度优选为450℃以上,更优选为460℃以上。优选为620℃以下,更优选为590℃以下。

[0209] 通过以上所述,制造本发明的热轧钢板。根据本发明,得到屈服强度为330MPa以上、拉伸强度为520MPa以上、屈服比为0.75以下、－20℃的夏比吸收能为180J以上的热轧钢板。

[0210] 进而,在卷绕工序后实施制管工序。在制管工序中,通过辊轧成型将热轧钢板制成圆筒状的开管(圆形钢管),对其对接部进行电阻焊。然后,利用在圆形钢管的上下左右配置的辊,以圆筒状状态直接沿管轴方向施加几％的拉深,成型为方形形状以得到方形钢管。

[0211] 应予说明,本发明中的方形钢管不限于各边长均相等((长边长度/短边长度)的值为1.0)的方形钢管,也包括(长边长度/短边长度)的值超过1.0的方形钢管。但是,若方形钢管的(长边长度/短边长度)的值超过2.5,则容易在长边侧发生局部屈曲而使得管轴方向的压缩强度降低。因此,方形钢管的(长边长度/短边长度)的值优选为1.0～2.5。(长边长度/短边长度)的值更优选为1.0～2.0。

[0212] 通过以上所述,制造本发明的方形钢管。根据本发明,得到平板部的屈服强度为385MPa以上、平板部的拉伸强度为520MPa以上、平板部的屈服比为0.90以下、平板部的－20℃的夏比吸收能为110J以上的方形钢管。由此,与冷冲压弯曲成型相比,能够以生产率高且短交货期(短期间)制造高强度辊轧成型方形钢管。该辊轧成型方形钢管特别能够适用于工厂、仓库、商业施设等大型建筑物的建筑部件,因此能够极大有助于削减施工成本。另外,由于低温韧性也优异,所以也能够应用于寒冷地区的建筑物等低温环境下使用的建筑物。

[0213] 因此,本发明特别能够适用于厚壁的方形钢管。应予说明,这里所说的“厚壁”是指方形钢管的平板部的壁厚超过5mm且小于26mm。

[0214] 接下来,说明使用本发明的一个实施方式的方形钢管的建筑结构物。

[0215] 图1示意性地表示使用上述本发明的方形钢管的建筑结构物的一个例子。如图1所示,本实施方式的建筑结构物中立设有多个本发明的方形钢管1作为柱材使用。在相邻的方形钢管1之间架设有多个由H型钢等钢材构成的大梁4。另外,在相邻的大梁4之间架设有多个由H型钢等钢材构成的小梁5。方形钢管1与作为大梁4的H型钢介由贯穿隔板6焊接接合,

由此在相邻的方形钢管1之间架设有由H型钢等钢材构成的大梁4。另外,为了安装壁等,根据需要设置壁骨7。

[0216] 本发明的方形钢管由于强度和低温韧性优异,所以在用于大型建筑物的情况下也能够充分确保结构物整体的变形性能。因此,与使用以往的方形钢管的建筑结构物相比,本发明的建筑结构物发挥更优异的抗震性能。另外,在寒冷地区等低温环境下的建筑物中使用的情况下,也能够发挥上述优异的抗震性能。

[0217] 实施例

[0218] 以下,基于实施例进一步详细地说明本发明。应予说明,本发明不限定于以下的实施例。

[0219] 将具有表1所示的成分组成的钢水进行铸造而制成板坯。对得到的板坯实施表2所示的条件的热轧工序、冷却工序、卷绕工序,制成方形钢管用热轧钢板。在卷绕工序后进行以下所示的制管工序。

[0220]

[表1]

钢No.	成分组成（质量%）																	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	Ti	V	Cr	Mo	Cu	Ni	Ca	B	Ti/Nb
1	0.142	0.30	1.49	0.020	0.005	0.032	0.0024	0.009	0.012	–	–	–	–	–	–	–	1.33
2	0.171	0.11	1.21	0.015	0.008	0.050	0.0042	0.018	0.044	–	–	–	–	–	–	–	2.44
3	0.085	0.08	0.80	0.011	0.004	0.081	0.0033	0.013	0.031	–	–	–	–	–	–	–	2.38
4	0.233	0.79	1.08	0.019	0.007	0.094	0.0036	0.007	0.028	–	–	–	–	–	–	–	4.00
5	0.317	0.67	0.87	0.018	0.008	0.047	0.0029	0.005	0.014	–	–	–	–	–	–	–	2.80
6	0.449	0.02	0.55	0.015	0.005	0.052	0.0042	0.021	0.068	–	–	–	–	–	–	–	3.24
7	0.153	0.46	1.14	0.010	0.010	0.063	0.0031	0.016	0.056	–	–	–	–	–	–	–	3.50
8	0.107	0.31	2.15	0.012	0.033	0.041	0.0027	0.015	0.038	–	–	–	–	–	–	–	2.53
9	0.190	0.20	0.99	0.014	0.025	0.025	0.0033	0.006	0.018	–	–	–	–	–	–	–	3.00
10	0.287	0.05	0.57	0.013	0.009	0.012	0.0030	0.022	0.053	–	–	–	–	–	–	–	2.41
11	0.153	0.03	1.18	0.022	0.004	0.032	0.0026	0.005	0.025	0.06	–	–	–	–	–	–	5.00
12	0.091	0.12	1.33	0.016	0.006	0.039	0.0019	0.015	0.035	0.02	–	–	–	–	–	–	2.33
13	0.189	0.23	1.08	0.010	0.009	0.027	0.0027	0.021	0.060	–	0.22	–	–	–	–	–	2.86
14	0.089	0.08	0.89	0.012	0.008	0.044	0.0029	0.005	0.022	–	0.87	–	–	–	–	–	4.40
15	0.113	0.07	0.96	0.026	0.011	0.045	0.0037	0.028	0.068	–	–	0.13	–	–	–	–	2.43
16	0.142	0.16	0.99	0.015	0.010	0.029	0.0036	0.006	0.019	–	–	0.77	–	–	–	–	3.17
17	0.137	1.00	1.02	0.021	0.008	0.022	0.0042	0.027	0.033	–	–	–	0.14	–	–	–	1.22
18	0.199	0.76	1.78	0.029	0.006	0.019	0.0033	0.018	0.043	–	–	–	0.37	–	–	–	2.39
19	0.122	0.92	1.65	0.018	0.007	0.023	0.0028	0.025	0.058	–	–	–	–	0.12	–	–	2.32
20	0.096	0.07	2.12	0.017	0.007	0.020	0.0044	0.031	0.076	–	–	–	–	0.27	–	–	2.45
21	0.087	0.11	2.05	0.016	0.008	0.030	0.0017	0.005	0.019	–	–	–	–	–	0.003	–	3.80
22	0.091	0.20	1.63	0.016	0.010	0.035	0.0041	0.021	0.028	–	–	–	–	–	–	0.0008	1.33
23	0.081	0.41	1.28	0.009	0.007	0.028	0.0038	0.020	0.012	–	–	–	–	–	–	–	0.60
24	0.189	0.36	0.87	0.019	0.005	0.039	0.0029	0.031	0.024	–	–	–	–	–	–	–	0.77
25	0.653	0.17	0.50	0.022	0.007	0.028	0.0035	0.010	0.013	–	–	–	–	–	–	–	1.30
26	0.122	2.15	0.98	0.018	0.005	0.034	0.0029	0.018	0.022	–	–	–	–	–	–	–	1.22
27	0.067	0.21	2.97	0.015	0.006	0.031	0.0031	0.022	0.018	–	–	–	–	–	–	–	0.82
28	0.152	0.16	1.45	0.180	0.006	0.030	0.0028	0.026	0.014	–	–	–	–	–	–	–	0.54
29	0.218	0.15	0.99	0.027	0.090	0.028	0.0027	0.014	0.016	–	–	–	–	–	–	–	1.14
30	0.198	0.09	0.86	0.020	0.010	0.300	0.0029	0.016	0.013	–	–	–	–	–	–	–	0.81
31	0.098	0.08	1.11	0.016	0.008	0.025	0.0030	0.132	0.038	–	–	–	–	–	–	–	0.29
32	0.088	0.31	1.55	0.012	0.009	0.022	0.0033	0.015	0.243	–	–	–	–	–	–	–	16.20
33	0.128	0.22	1.36	0.018	0.006	0.031	0.0026	0.011	0.013	–	–	–	–	–	–	–	1.18
34	0.06	0.13	1.47	0.014	0.007	0.032	0.0029	0.007	0.018	0.30	–	–	–	–	–	–	2.57
35	0.14	0.28	0.87	0.010	0.005	0.028	0.0036	0.050	0.051	–	2.3	–	–	–	–	–	1.02
36	0.13	0.05	0.95	0.012	0.004	0.029	0.0041	0.048	0.038	–	–	1.9	–	–	–	–	0.79
37	0.07	0.28	1.76	0.015	0.005	0.026	0.0026	0.008	0.021	–	–	–	1.3	–	–	–	2.63
38	0.08	0.18	1.54	0.017	0.006	0.033	0.0028	0.022	0.025	–	–	–	–	1.1	–	–	1.14
39	0.17	0.27	0.68	0.016	0.007	0.032	0.0031	0.005	0.015	–	–	–	–	–	0.02	–	3.00
40	0.18	0.25	1.03	0.015	0.003	0.030	0.0034	0.008	0.023	–	–	–	–	–	–	0.02	2.88
41	0.04	0.06	1.78	0.012	0.006	0.031	0.0029	0.011	0.038	–	–	–	–	–	–	–	3.45
42	0.09	0.11	1.66	0.017	0.009	0.028	0.0030	0.017	0.044	–	–	–	–	–	–	–	2.59
43	0.13	0.08	1.39	0.019	0.008	0.025	0.0027	0.015	0.045	–	–	–	–	–	–	–	3.00
44	0.21	0.03	1.33	0.022	0.009	0.023	0.0033	0.011	0.043	–	–	–	–	–	–	–	3.91
45	0.16	0.04	0.87	0.025	0.008	0.043	0.0031	0.008	0.029	–	–	–	–	–	–	–	3.63
46	0.16	0.19	0.77	0.030	0.008	0.019	0.0029	0.006	0.016	–	–	–	–	–	–	–	2.67

※1成分组成中，上述以外为余量Fe和不可避免的杂质。

[0221]

[表2]

钢板No.	热轧工序				冷却工序		卷绕工序	板厚(mm)
	加热温度(℃)	粗轧结束温度(℃)	精轧结束温度(℃)	930℃以下的累积压下率(%)	平均冷却速度(℃/s)	冷却停止温度(℃)	卷绕温度(℃)	
1	1200	1010	790	52	10	590	570	12
2	1200	970	815	50	6	550	535	6
3	1200	950	835	48	4	520	500	9
4	1200	965	820	61	17	480	465	16
5	1200	890	780	49	15	470	455	19
6	1250	905	765	45	21	455	440	19
7	1200	1015	770	42	14	510	500	22
8	1150	1005	805	60	19	500	485	22
9	1200	985	810	57	10	555	535	25
10	1250	990	845	58	11	515	490	25
11	1200	975	785	54	15	520	500	6
12	1200	955	780	55	16	500	480	6
13	1250	960	755	46	24	495	470	12
14	1200	980	790	50	27	480	455	12
15	1250	1030	805	51	3	620	595	19
16	1150	1090	815	53	2	645	620	16
17	1200	870	790	58	8	595	570	16
18	1200	855	805	62	6	590	570	22
19	1200	1000	820	45	6	570	555	25
20	1300	980	805	50	11	565	540	25
21	1150	975	785	52	10	545	525	9
22	1200	905	770	40	17	510	485	12
23	1200	905	795	47	5	530	515	22
24	1200	865	805	51	12	590	570	16
25	1200	910	750	63	9	495	470	16
26	1200	950	775	49	21	480	465	16
27	1250	940	790	55	20	460	445	12
28	1250	970	810	56	16	500	485	12
29	1150	995	785	52	15	505	485	12
30	1150	880	820	48	14	540	520	25
31	1150	890	815	45	18	495	480	25
32	1300	900	805	42	9	480	470	25
33	1150	870	795	43	22	550	535	19
34	1150	860	780	57	17	555	540	16
35	1200	910	770	60	16	580	560	16
36	1200	920	840	61	13	570	555	22
37	1200	905	800	58	9	560	535	25
38	1200	860	760	50	6	530	505	22
39	1200	1060	790	53	5	550	525	22
40	1200	1100	800	59	11	480	460	25
41	1350	990	810	60	16	490	470	19
42	1200	985	885	37	5	610	595	16
43	1200	1030	820	70	8	620	600	16
44	1150	1025	780	48	1	605	585	16
45	1200	1005	805	49	6	680	650	12
46	1150	980	795	51	5	700	685	12

[0222] 将得到的方形钢管用热轧钢板通过辊轧成型而成型为圆筒状的圆形钢管,对其对接部进行电阻焊。然后,利用在圆形钢管的上下左右配置的辊成型为方形形状,得到表2所示的边长(mm)和壁厚(mm)的辊轧成型方形钢管。

[0223] 从得到的方形钢管(辊轧成型方形钢管)和热轧钢板采集试验片,实施以下所示的组织观察、拉伸试验、夏比冲击试验。

[0224] [组织观察]

[0225] 方形钢管的组织观察用的试验片从方形钢管的包含焊接部的边部的相邻边部(将焊接部设为12点方向时的3点的边部)的平板部以观察面为管轴方向截面且从管外表面到壁厚t的(1/4)t深度位置的方式采集,在研磨后进行硝酸乙醇腐蚀来制作。热轧钢板的组织观察用的试验片从热轧钢板的宽度方向中央部且板厚t的(1/4)t深度位置采集。使得观察面为热轧时的轧制方向截面,在研磨后进行硝酸乙醇腐蚀来制作。

[0226] 组织观察中,使用光学显微镜(倍率:1000倍)或扫描式电子显微镜(SEM、倍率:1000倍)观察从方形钢管的平板部的管外表面和热轧钢板的表面到厚度t的(1/4)t深度位置的组织并拍摄。根据所得到的光学显微镜图像和SEM图像求出铁素体、珠光体、贝氏体和余量组织的面积率。

[0227] 各组织的面积率使用从作为代表的1个平板部采集的试验片以5个视野以上进行观察,并采用各视野中得到的值的平均值来计算。这里,将通过组织观察得到的面积率设为各组织的体积率。

[0228] 这里,铁素体为由扩散相变得到的生成物,其位错密度低且具有大致恢复后的组织。其中包括多边形铁素体和近似多边形铁素体。珠光体为渗碳体和铁素体层状排列的组织。另外,贝氏体为位错密度高的板条状的铁素体和渗碳体的多相组织。

[0229] 应予说明,在光学显微镜图像和SEM图像中不易识别马氏体和奥氏体。因此,根据所得到的SEM图像测定作为马氏体或奥氏体所观察的组织的面积率,再从中减去利用后述方法测定的奥氏体的体积率,将由此得到的值设为马氏体的体积率。

[0230] 奥氏体的体积率的测定通过X射线衍射进行。组织观察用的试验片以下述方式制作:在以衍射面位于从钢管平板部的管外表面和热轧钢板的表面到厚度t的(1/4)t深度位置的方式进行研削后,进行化学研磨以除去表面加工层。测定中使用Mo的Kα线,根据fcc铁的(200)、(220)、(311)面和bcc铁的(200)、(211)面的积分强度求出奥氏体的体积率。

[0231] 另外,平均当量圆直径(平均晶体粒径)和当量圆直径(晶体粒径)为40.0μm以上的晶粒的体积率使用SEM/EBSD法测定。测定区域为500μm×1000μm,测定步长为0.5μm。晶体粒径是通过求出相邻晶粒间的取向差并以取向差为15°以上的边界为晶界来测定。根据所得到的晶界求出粒径的算术平均,设为平均晶体粒径。另外,晶粒的长径和短径通过JIS R 1670(2006)中记载的方法测定,算出长径与短径之比(=(长径)/(短径))。对于长径为50μm以上的晶粒,测定长径与短径之比为4.0以上的晶粒的数量,除以测定区域的面积(0.5mm^2),由此算出长径与短径之比为4.0以上的晶粒的个数(个/mm^2)。应予说明,在晶体粒径分析和晶粒个数的测定中,晶体粒径为2.0μm以下的晶粒作为测定噪声而被从分析对象排出,在晶体粒径分析中得到的面积率与体积率相等。

[0232] [拉伸试验]

[0233] 图2是表示方形钢管的平板部的拉伸试验片的采集位置的概略图。

[0234] 拉伸试验中,如图2所示,以拉伸方向与管轴方向平行的方式从方形钢管的平板部采集JIS5号拉伸试验片。在热轧钢板的拉伸试验中,以拉伸方向与轧制方向平行的方式采集JIS5号拉伸试验片。对采集到的拉伸试验片依据JIS Z 2241的规定实施拉伸试验,测定屈服强度YS、拉伸强度TS,算出由(屈服强度)/(拉伸强度)定义的屈服比。应予说明,方形钢管的平板部的拉伸试验片从将方形钢管的焊接部设为12点方向时的3点的边部处的、平板部的宽度中央部的位置(参照图2)采集。应予说明,试验片数量各为2片,算出其平均值以求出YS、TS、屈服比。

[0235] [夏比冲击试验]

[0236] 图3是表示方形钢管的夏比试验片的采集位置的概略图。

[0237] 方形钢管的夏比冲击试验中,如图3所示,使用在从方形钢管的管外表面到壁厚t的(1/4)t深度位置以试验片长边方向与管轴方向平行的方式采集的依据JIS Z 2242的规

定的V形缺口标准试验片。热轧钢板的夏比冲击试验中,使用从得到的热轧钢板的板厚(1/4)t深度位置处以试验片长边方向与轧制方向平行的方式采集的依据JIS Z 2242的规定的V形缺口标准试验片。

[0238] 依据JIS Z 2242的规定,在试验温度:－20℃下实施夏比冲击试验,求出吸收能(J)。应予说明,试验片数量各为3片,算出其平均值以求出吸收能(J)。

[0239] 将得到的方形钢管的结果示于表3－1和表3－2,将热轧钢板的结果示于表4－1和表4－2。

[0240]

[表3-1]

钢管No.	钢组织(※2)										机械特性				方形钢管种类		备注
	种类	体积率(%)							晶体粒径分布		平板部			-20℃的夏比吸收能(J)	边长(mm)	壁厚(mm)	
		F	B	F+B	P	M	A	平均晶体粒径(μm)	粒径为40.0μm以上的体积率(%)	长径为50μm以上且长径/短径为4.0以上的个数(个/mm²)	屈服强度YS(MPa)	拉伸强度TS(MPa)	屈服比				
1	F+B+P	66	19	85	15	0	0	10.2	10	9.0	405	540	0.75	204	500×500	12	本发明例
2	F+B+P	62	31	93	7	0	0	6.5	4	18.5	402	529	0.76	167	300×300	6	本发明例
3	F+B+P	63	27	90	10	0	0	8.2	8	8.5	423	557	0.76	204	350×400	9	本发明例
4	F+B+P	59	35	94	6	0	0	7.3	7	5.0	450	560	0.80	223	400×400	16	本发明例
5	F+B+P	57	38	95	5	0	0	7.1	7	3.5	481	576	0.84	231	550×550	19	本发明例
6	F+B+P+M+A	37	39	76	20	3	1	6.7	5	27.5	502	601	0.84	122	450×500	19	本发明例
7	F+B+P+A	61	28	89	9	0	2	8.0	8	22.5	554	621	0.89	143	350×350	22	本发明例
8	F+B+P	62	30	92	8	0	0	7.9	7	17.5	548	617	0.89	189	400×400	22	本发明例
9	F+B+P	68	19	87	13	0	0	8.4	9	6.5	570	643	0.89	201	500×500	25	本发明例
10	F+B+P	58	33	91	9	0	0	8.1	9	25.0	558	655	0.85	151	500×500	25	本发明例
11	F+B+P	67	26	93	7	0	0	7.7	8	10.5	398	545	0.73	199	250×250	6	本发明例
12	F+B+P	58	36	94	6	0	0	6.8	5	12.5	406	557	0.73	188	250×250	6	本发明例
13	F+B+P+M	58	31	89	8	3	0	6.6	5	24.0	438	570	0.77	133	300×300	12	本发明例
14	F+B+P+M	50	37	87	9	4	0	6.5	7	4.0	404	566	0.71	215	350×350	12	本发明例
15	F+B+P	61	26	87	13	0	0	7.7	6	25.5	479	568	0.84	127	400×400	19	本发明例
16	F+B+P	68	13	81	19	0	0	8.5	7	5.5	480	588	0.82	207	400×400	16	本发明例
17	F+B+P	70	19	89	11	0	0	10.3	17	27.0	465	575	0.81	119	450×450	16	本发明例
18	F+B+P	65	25	90	10	0	0	8.3	4	19.5	503	591	0.85	163	450×500	22	本发明例
19	F+B+P	74	12	86	14	0	0	7.6	6	21.0	554	644	0.86	148	450×450	25	本发明例
20	F+B+P	52	31	83	17	0	0	7.4	4	29.5	580	667	0.87	115	450×450	25	本发明例
21	F+B+P	57	36	93	7	0	0	7.1	5	10.5	428	536	0.80	197	300×300	9	本发明例
22	F+B+P	59	35	94	6	0	0	6.2	3	17.5	437	521	0.84	161	300×300	12	本发明例

※2 F：铁素体、P：珠光体、B：贝氏体、M：马氏体、A：奥氏体

[0241]

[表3-2]

钢管No.	钢组织(※2)								晶体粒径分布			机械特性			方形钢管种类		备注
		体积率(%)										平板部					
	种类	F	B	F+B	P	M	A	平均晶体粒径(μm)	粒径为40.0μm以上的体积率(%)	长径为50μm以上且长径/短径为4.0以上的个数(个/mm²)	屈服强度YS (MPa)	拉伸强度TS (MPa)	屈服比	-20℃的夏比吸收能(J)	边长(mm)	壁厚(mm)	
23	F+B+P	55	35	90	10	0	0	12.4	18	37.5	479	553	0.87	86	450×450	22	比较例
24	F+B+P	36	43	79	21	0	0	10.3	17	32.5	455	549	0.83	77	400×400	16	比较例
25	F+B+P+M+A	4	34	38	48	11	3	5.5	2	3.5	683	690	0.96	35	450×450	16	比较例
26	F+B+P	66	22	88	12	0	0	6.1	18	22.5	588	689	0.85	66	400×400	16	比较例
27	F+B+P+M	27	58	85	9	6	0	5.9	4	4.5	621	676	0.92	154	400×400	12	比较例
28	F+B+P	65	19	84	16	0	0	7.4	16	12.5	457	564	0.81	98	500×500	12	比较例
29	F+B+P	61	18	79	21	0	0	8.8	14	10.5	436	528	0.83	66	450×450	12	比较例
30	F+B+P	69	14	83	17	0	0	9.7	16	15.5	475	536	0.89	87	550×550	25	比较例
31	F+B+P	50	28	78	22	0	0	16.5	28	47.5	485	557	0.87	45	500×500	25	比较例
32	F+B+P	59	21	80	20	0	0	12.1	15	25.5	476	569	0.84	58	450×450	25	比较例
33	F+B+P	67	17	84	16	0	0	14.5	26	45.5	448	541	0.83	63	300×300	19	比较例
34	F+B+P	62	23	85	15	0	0	10.3	23	30.5	506	593	0.85	81	300×300	16	比较例
35	F+B+P	57	26	83	17	0	0	8.3	22	26.0	494	587	0.84	88	300×300	16	比较例
36	F+B+P+M	43	33	76	15	9	0	9.1	21	33.5	492	588	0.84	76	350×350	22	比较例
37	F+B+P	67	20	87	13	0	0	8.4	18	19.5	445	567	0.78	56	400×400	25	比较例
38	F+B+P+M	45	29	74	14	12	0	7.8	18	18.5	518	602	0.86	84	350×350	22	比较例
39	F+B+P	66	18	84	16	0	0	7.9	17	15.5	405	557	0.73	91	350×350	22	比较例
40	F+B+P	27	55	82	18	0	0	7.1	18	16.5	557	598	0.93	115	450×450	25	比较例
41	F+B+P	76	9	85	15	0	0	13.8	29	19.5	389	541	0.72	92	300×300	19	比较例
42	F+B+P	71	16	87	13	0	0	12.8	25	40.5	375	509	0.74	52	250×250	16	比较例
43	F+B+P	59	23	82	18	0	0	11.9	27	49.5	468	580	0.81	42	250×250	16	比较例
44	F+B+P	68	7	75	25	0	0	10.4	14	16.5	374	513	0.73	83	300×300	16	比较例
45	F+B+P	80	2	82	18	0	0	15.7	19	20.5	368	504	0.73	110	400×400	12	比较例
46	F+B+P	78	3	81	19	0	0	16.2	16	18.5	355	510	0.70	112	400×400	12	比较例

※2 F：铁素体、P：珠光体、B：贝氏体、M：马氏体、A：奥氏体

[0242]

[表4-1]

钢管No.	钢组织（※3）										机械特性			备注
	体积率(%)							晶体粒径分布			屈服强度 YS (MPa)	拉伸强度 TS (MPa)	屈服比	−20℃的夏比吸收能 (J)	
	种类	F	B	F+B	P	M	A	平均晶体粒径（μm）	粒径为40.0μm以上的体积率（%）	长径为50μm以上且长径/短径为4.0以上的个数（个/mm²）					
1	F+B+P	64	20	84	16	0	0	10.3	9	9.0	352	527	0.67	268	本发明例
2	F+B+P	62	31	93	7	0	0	6.8	4	18.0	372	522	0.71	246	本发明例
3	F+B+P	61	28	89	11	0	0	8.0	9	8.5	381	547	0.70	285	本发明例
4	F+B+P	60	35	95	5	0	0	7.3	6	5.0	391	546	0.72	289	本发明例
5	F+B+P	57	38	95	5	0	0	7.1	7	4.5	411	561	0.73	311	本发明例
6	F+B+P+M+A	37	41	78	19	2	1	6.9	5	27.5	425	583	0.73	200	本发明例
7	F+B+P+A	60	29	89	9	0	2	7.7	6	21.5	440	600	0.73	208	本发明例
8	F+B+P	62	32	94	6	0	0	7.9	7	17.5	446	600	0.74	270	本发明例
9	F+B+P	65	20	85	15	0	0	8.5	10	7.0	445	619	0.72	264	本发明例
10	F+B+P	59	33	92	8	0	0	8.1	11	24.5	443	630	0.70	220	本发明例
11	F+B+P	67	28	95	5	0	0	7.7	8	10.5	372	540	0.69	279	本发明例
12	F+B+P	58	36	94	6	0	0	6.9	6	12.5	372	551	0.68	252	本发明例
13	F+B+P+M	58	30	88	9	3	0	6.6	5	23.5	391	558	0.70	208	本发明例
14	F+B+P+M	52	37	89	9	2	0	6.7	7	4.0	354	553	0.64	279	本发明例
15	F+B+P	61	26	87	13	0	0	7.7	5	26.0	399	550	0.73	200	本发明例
16	F+B+P	69	12	81	19	0	0	8.7	7	5.0	414	571	0.72	274	本发明例
17	F+B+P	72	19	91	9	0	0	10.3	15	27.0	401	561	0.71	192	本发明例
18	F+B+P	65	23	88	12	0	0	8.7	4	19.5	412	588	0.73	230	本发明例
19	F+B+P	75	12	87	13	0	0	7.6	6	20.5	436	620	0.70	228	本发明例
20	F+B+P	52	31	83	17	0	0	7.7	5	29.5	453	644	0.70	195	本发明例
21	F+B+P	55	38	93	7	0	0	7.1	4	10.5	382	525	0.73	271	本发明例
22	F+B+P	59	34	93	7	0	0	6.5	3	18.0	380	520	0.73	235	本发明例

※3 F：铁素体、P：珠光体、B：贝氏体、M：马氏体、A：奥氏体

[0243]

[表4-2]

钢管No.	钢组织(※3) 种类	体积率(%) F	B	F+B	P	M	A	晶体粒径分布 平均晶体粒径(μm)	粒径为40.0μm以上的体积率(%)	长径为50μm以上且长径/短径为4.0以上的个数(个/mm²)	机械特性 屈服强度YS(MPa)	拉伸强度TS(MPa)	屈服比	-20℃的夏比吸收能(J)	备注
23	F+B+P	56	35	91	9	0	0	12.8	19	38.0	428	533	0.80	165	比较例
24	F+B+P	36	43	79	21	0	0	10.6	17	32.5	433	530	0.82	140	比较例
25	F+B+P+M+A	4	35	39	48	10	3	5.5	3	3.5	592	673	0.88	108	比较例
26	F+B+P	65	22	87	13	0	0	6.1	18	22.0	520	671	0.78	132	比较例
27	F+B+P+M	26	58	84	9	7	0	6.0	4	5.0	603	660	0.91	230	比较例
28	F+B+P	65	19	84	16	0	0	7.4	16	12.5	401	548	0.73	175	比较例
29	F+B+P	61	20	81	19	0	0	9.0	14	10.5	389	522	0.75	134	比较例
30	F+B+P	70	14	84	16	0	0	9.7	16	16.0	377	522	0.72	165	比较例
31	F+B+P	50	28	78	22	0	0	16.8	27	47.5	391	534	0.73	119	比较例
32	F+B+P	57	22	79	21	0	0	12.1	15	25.5	387	543	0.71	125	比较例
33	F+B+P	67	18	85	15	0	0	14.8	26	46.5	383	523	0.73	129	比较例
34	F+B+P	62	23	85	15	0	0	10.7	25	30.5	432	573	0.75	154	比较例
35	F+B+P	57	26	83	17	0	0	8.3	22	26.0	430	577	0.74	169	比较例
36	F+B+P+M	44	34	78	13	9	0	9.4	21	34.0	403	565	0.71	157	比较例
37	F+B+P	67	20	87	13	0	0	8.5	18	19.0	353	541	0.65	129	比较例
38	F+B+P+M	45	28	73	16	11	0	7.8	16	18.5	428	565	0.76	161	比较例
39	F+B+P	66	18	84	16	0	0	7.9	17	16.0	335	535	0.63	163	比较例
40	F+B+P	27	54	81	19	0	0	7.0	18	16.5	435	572	0.76	192	比较例
41	F+B+P	76	8	84	16	0	0	13.8	31	20.0	332	522	0.64	157	比较例
42	F+B+P	71	16	87	13	0	0	13.0	25	40.5	313	491	0.64	119	比较例
43	F+B+P	62	22	84	16	0	0	11.9	27	49.5	411	565	0.73	112	比较例
44	F+B+P	68	8	76	24	0	0	10.7	15	16.5	307	495	0.62	148	比较例
45	F+B+P	79	2	81	19	0	0	15.9	19	21.0	303	488	0.62	181	比较例
46	F+B+P	78	3	81	19	0	0	16.7	16	18.5	326	495	0.66	185	比较例

※3 F：铁素体、P：珠光体、B：贝氏体、M：马氏体、A：奥氏体

[0244] 表1中的钢No.、表2和表4中的钢板No.以及表3中的钢管No.分别对应，由相同No.的钢制造热轧钢板，由该热轧钢板制造方形钢管。

[0245] 表3中，钢管No.1～22为本发明例，钢管No.23～46为比较例。

[0246] 本发明例的方形钢管均为钢组织以体积率计包含超过30％的铁素体、10％以上的贝氏体，铁素体和贝氏体的体积率的合计为75％～95％，余量由选自珠光体、马氏体、奥氏体中的1种或2种以上构成，且在将由取向差为15°以上的边界包围的区域设为晶粒时，当量圆直径为40.0μm以上的晶粒的体积率为20％以下，且对于长径为50μm以上的晶粒，长径与

短径之比(＝(长径)/(短径))为4.0以上的晶粒的个数为30个/mm^2以下。进而,平板部中的屈服强度为385MPa以上,平板部中的拉伸强度为520MPa以上,平板部中的屈服比为0.90以下,平板部的－20℃的夏比吸收能为110J以上。

[0247] 比较例的钢管No.23、24在1.20×Nb≤Ti的范围外,因此对于长径为50μm以上的晶粒,长径与短径之比(＝(长径)/(短径))为4.0以上的晶粒的个数超过30个/mm^2,平板部的－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0248] 比较例的钢管No.25的C的含量高于本发明的范围,因此平板部的屈服比成为本发明的范围外。

[0249] 比较例的钢管No.26的Si的含量高于本发明的范围,因此不伴随组织的微细化,因固溶强化而使得屈服强度过度上升。其结果,平板部的－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0250] 比较例的钢管No.27的Mn的含量高于本发明的范围,因此因固溶强化而使得屈服强度过度上升。其结果,平板部的屈服比未达到所期望的值。

[0251] 比较例的钢管No.28的P的含量高于本发明的范围,因此平板部的－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0252] 比较例的钢管No.29的S的含量高于本发明的范围,因此平板部的－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0253] 比较例的钢管No.30的Al的含量高于本发明的范围,因此认为氧化铝系夹杂物变多。其结果,平板部的－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0254] 比较例的钢管No.31的Nb的含量高于本发明的范围,Ti/Nb在本发明的范围外。其结果,长径与短径之比为4.0以上的晶粒的个数在本发明的范围外,平板部的－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0255] 比较例的钢管No.32的Ti的含量高于本发明的范围,因此认为形成粗大的碳化物、氮化物。其结果,平板部的－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0256] 比较例的钢管No.33的Ti/Nb在本发明的范围外。其结果,长径与短径之比为4.0以上的晶粒的个数在本发明的范围外,平板部的－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0257] 比较例的钢管No.34的V的含量高于本发明的范围,因此平板部的－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0258] 比较例的钢管No.35的Cr的含量高于本发明的范围,因此平板部的－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0259] 比较例的钢管No.36的Mo的含量高于本发明的范围,因此平板部的－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0260] 比较例的钢管No.37的Cu的含量高于本发明的范围,因此平板部的－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0261] 比较例的钢管No.38的Ni的含量高于本发明的范围,因此平板部的－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0262] 比较例的钢管No.39的Ca的含量高于本发明的范围,因此认为形成Ca氧化物簇。其结果,平板部的－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0263] 比较例的钢管No.40的B的含量高于本发明的范围,因此平板部的屈服比成为本发

明的范围外。

[0264] 比较例的钢管No.41的板坯加热温度高于本发明的范围,晶粒粗大化,晶体粒径为40.0μm以上的晶粒的体积率成为本发明的范围外。其结果,平板部的拉伸强度和－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0265] 比较例的钢管No.42的精轧结束温度高于本发明的范围,因此930℃以下的累积压下率低于本发明的范围,无法抑制粗大的贝氏体的生成,晶体粒径为40.0μm以上的晶粒的体积率成为本发明的范围外。其结果,平板部的屈服强度、拉伸强度和－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0266] 比较例的钢管No.43的930℃以下的累积压下率高于本发明的范围,无法抑制粗大的贝氏体的生成,晶体粒径为40.0μm以上的晶粒的体积率在本发明的范围外。其结果,平板部的－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0267] 比较例的钢管No.44的平均冷却速度低于本发明的范围,因此贝氏体的体积率小于10％,在本发明的范围外。其结果,平板部的屈服强度、拉伸强度和－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0268] 比较例的钢管No.45的冷却停止温度高于本发明的范围,因此贝氏体的体积率在本发明的范围外。其结果,平板部的屈服强度和拉伸强度未达到所期望的值。

[0269] 比较例的钢管No.46的冷却停止温度和卷绕温度高于本发明的范围,因此贝氏体的体积率在本发明的范围外。其结果,平板部的屈服强度和拉伸强度未达到所期望的值。

[0270] 另外,图4是表示－20℃的夏比吸收能与长径为50μm以上的晶粒中的长径/短径之比为4.0以上的晶粒的个数的关系的图。根据本发明,在长径/短径之比为4.0以上的晶粒的个数为30个/mm^2以下的范围内,－20℃的夏比吸收能为110J以上,显示出优异的低温韧性。另一方面,在偏离本发明的范围的情况下,－20℃的夏比吸收能小于110J。

[0271] 表4中,钢板No.1～22为本发明例,钢板No.23～46为比较例。

[0272] 本发明例的热轧钢板均为钢组织以体积率计包含超过30％的铁素体、10％以上的贝氏体,铁素体和贝氏体的体积率的合计为75％～95％,余量由选自珠光体、马氏体、奥氏体中的1种或2种以上构成,且在将由取向差为15°以上的边界包围的区域设为晶粒时,当量圆直径为40.0μm以上的晶粒的体积率为20％以下,且对于长径为50μm以上的晶粒,长径与短径之比(＝(长径)/(短径))为4.0以上的晶粒的个数为30个/mm^2以下。此外,这些机械特性为屈服强度为330MPa以上、拉伸强度为520MPa以上、屈服比为0.75以下、－20℃的夏比吸收能为180J以上。

[0273] 比较例的钢板No.23、24在1.20×Nb≤Ti的范围外,因此屈服比在本发明的范围外。对于长径为50μm以上的晶粒,长径与短径之比(＝(长径)/(短径))为4.0以上的晶粒的个数超过30个/mm^2,－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0274] 比较例的钢板No.25的C的含量高于本发明的范围,因此屈服比和－20℃的夏比吸收能在本发明的范围外。

[0275] 比较例的钢板No.26的Si的含量高于本发明的范围,因此未伴有组织的微细化,因固溶强化而使得屈服强度过度上升。其结果,屈服比和－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0276] 比较例的钢板No.27的Mn的含量高于本发明的范围,因此因固溶强化而使得屈服

强度过度上升。其结果,屈服比未达到所期望的值。

[0277] 比较例的钢板No.28的P的含量高于本发明的范围,因此－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0278] 比较例的钢板No.29的S的含量高于本发明的范围,因此－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0279] 比较例的钢板No.30的Al的含量高于本发明的范围,因此认为氧化铝系夹杂物变多。其结果,－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0280] 比较例的钢板No.31的Nb的含量高于本发明的范围,Ti/Nb在本发明的范围外。其结果,长径与短径之比为4.0以上的晶粒的个数在本发明的范围外,－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0281] 比较例的钢板No.32的Ti的含量高于本发明的范围,因此认为形成粗大的碳化物、氮化物。其结果,－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0282] 比较例的钢板No.33的Ti/Nb在本发明的范围外。其结果,长径与短径之比为4.0以上的晶粒的个数在本发明的范围外,－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0283] 比较例的钢板No.34的V的含量高于本发明的范围,因此－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0284] 比较例的钢板No.35的Cr的含量高于本发明的范围,因此－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0285] 比较例的钢板No.36的Mo的含量高于本发明的范围,因此－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0286] 比较例的钢板No.37的Cu的含量高于本发明的范围,因此－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0287] 比较例的钢板No.38的Ni的含量高于本发明的范围,因此屈服比和－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0288] 比较例的钢板No.39的Ca的含量高于本发明的范围,因此认为形成Ca氧化物簇。其结果,－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0289] 比较例的钢板No.40的B的含量高于本发明的范围,因此铁素体的体积率在本发明的范围外。

[0290] 其结果,屈服比在本发明的范围外。

[0291] 比较例的钢板No.41的板坯加热温度高于本发明的范围,晶粒粗大化,晶体粒径为40.0μm以上的晶粒的体积率在本发明的范围外。其结果,－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0292] 比较例的钢板No.42的精轧结束温度高于本发明的范围,因此930℃以下的累积压下率低于本发明的范围,无法抑制粗大的贝氏体的生成,晶体粒径为40.0μm以上的晶粒的体积率在本发明的范围外。其结果,屈服强度,拉伸强度和－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0293] 比较例的钢板No.43的930℃以下的累积压下率高于本发明的范围,受到加工组织的影响而生成粗大的贝氏体,因此晶体粒径为40.0μm以上的晶粒的体积率在本发明的范围外。其结果,－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0294] 比较例的钢板No.44的平均冷却速度低于本发明的范围,因此贝氏体的体积率小于10%,在本发明的范围外。其结果,屈服强度、拉伸强度和－20℃的夏比吸收能未达到所期望的值。

[0295] 比较例的钢板No.45的冷却停止温度高于本发明的范围,因此贝氏体的体积率在本发明的范围外。其结果,屈服强度和拉伸强度未达到所期望的值。

[0296] 比较例的钢板No.46的冷却停止温度和卷绕温度高于本发明的范围,因此贝氏体的体积率在本发明的范围外。其结果,屈服强度和拉伸强度未达到所期望的值。

[0297] 另外,图5是表示－20℃的夏比吸收能与长径为50μm以上的晶粒中的长径/短径之比为4.0以上的晶粒的个数的关系的图。根据本发明,在长径/短径之比为4.0以上的晶粒的个数为30个/mm^2以下的范围内,－20℃的夏比吸收能为180J以上,显示出优异的低温韧性。另一方面,在偏离本发明的范围的情况下,－20℃的夏比吸收能小于180J。

[0298] 符号说明

[0299] 1 方形钢管

[0300] 4 大梁

[0301] 5 小梁

[0302] 6 隔板

[0303] 7 壁骨

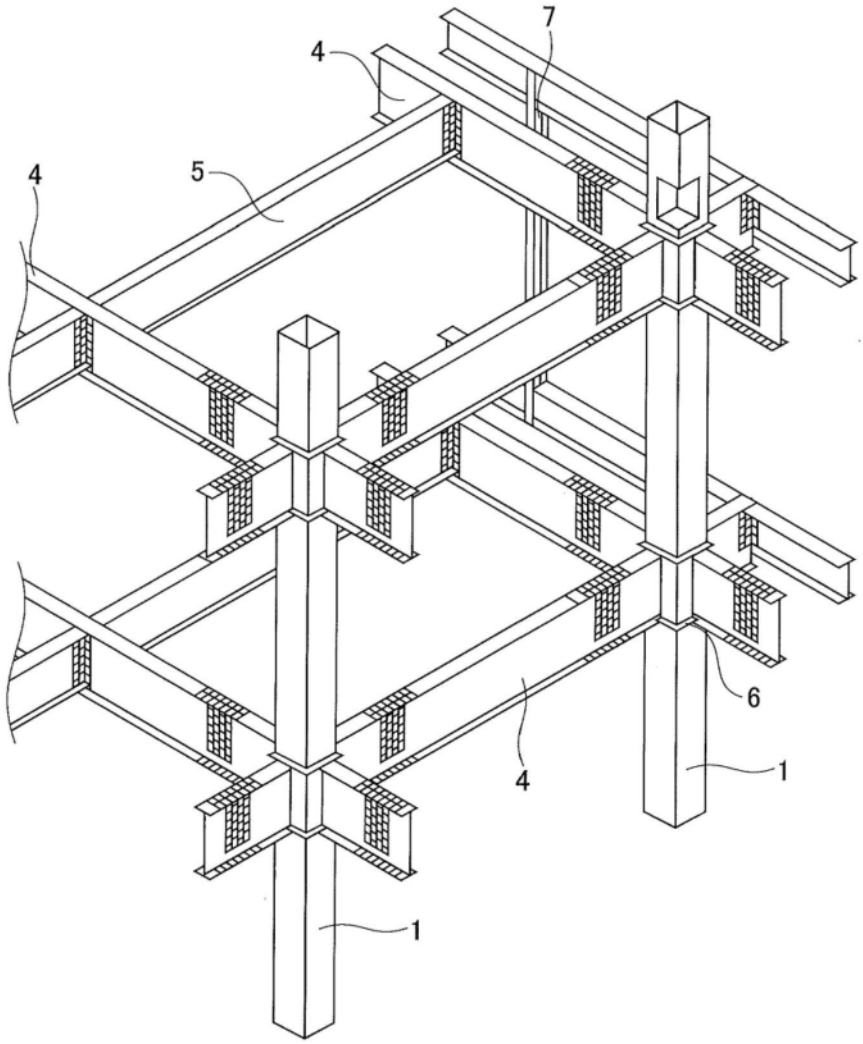


图1

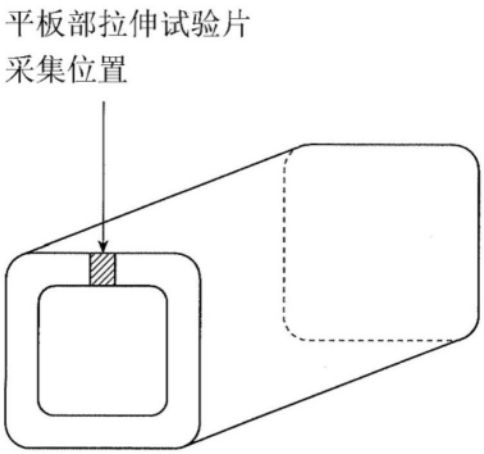


图2

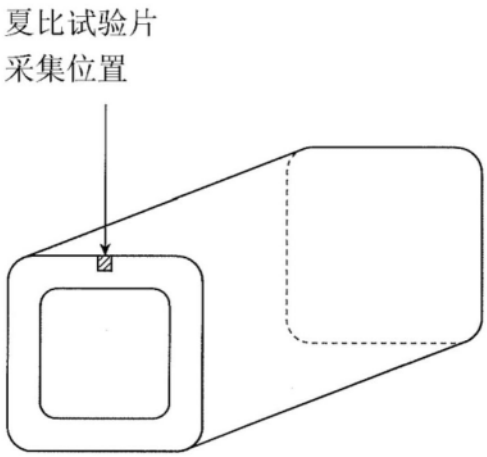

夏比试验片
采集位置

图3

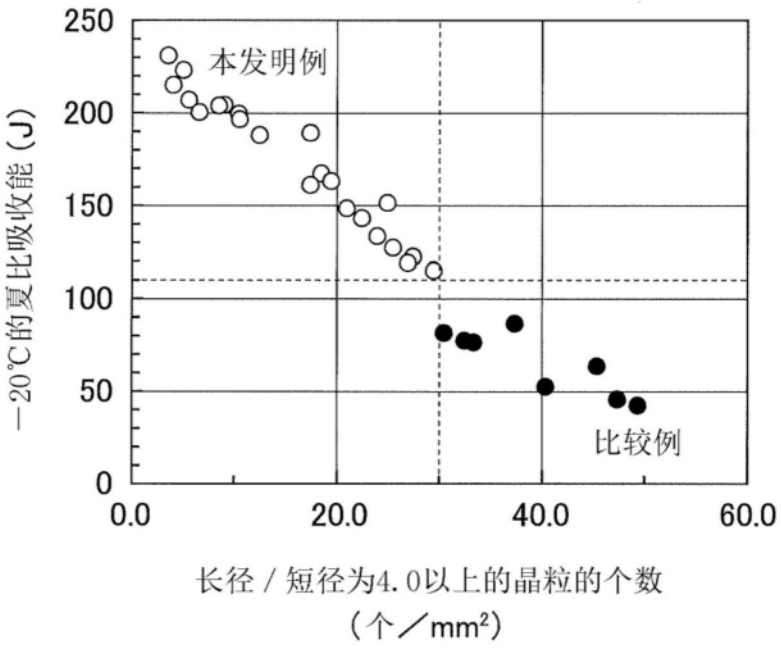

250
200
150
100
50
0
0.0
20.0
40.0
60.0
本发明例
比较例
−20℃的夏比吸收能（J）
长径／短径为4.0以上的晶粒的个数
（个／mm²）

图4

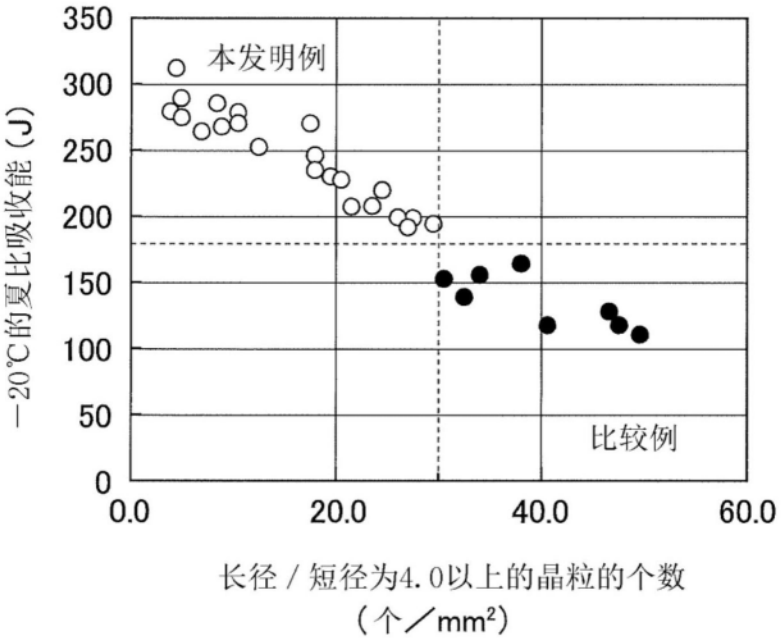

350
300
250
200
150
100
50
0
0.0
20.0
40.0
60.0
本发明例
比较例
−20℃的夏比吸收能（J）
长径／短径为4.0以上的晶粒的个数
（个／mm²）

图5